

# Power transmission shaft using constant velocity universal joint has induction hardened surface layer and comprises carbon steel including silicon, manganese, aluminum and boron

Patent number: FR2788821

Publication date: 2000-07-28

Inventor: YOSHIDA KAZUHIKO; WAKITA AKIRA; MAKINO HIROAKI; KONDOU HIDEKI

Applicant: NTN TOYO BEARING CO LTD (JP)

Classification:

- International: F16D3/22; F16C3/02; C21D1/10; C22C38/06

- european: C21D9/00P; C22C38/00C; C22C38/02; C22C38/04; C22C38/06; F16D3/205C; F16D3/22; F16D3/223; F16D3/224

Application number: FR20000000216 20000110

Priority number(s): JP19990005574 19990112; JP19990018840 19990127; JP19990024014 19990201

Also published as:

US 6390924 (B1)

F R2808311 (A1)

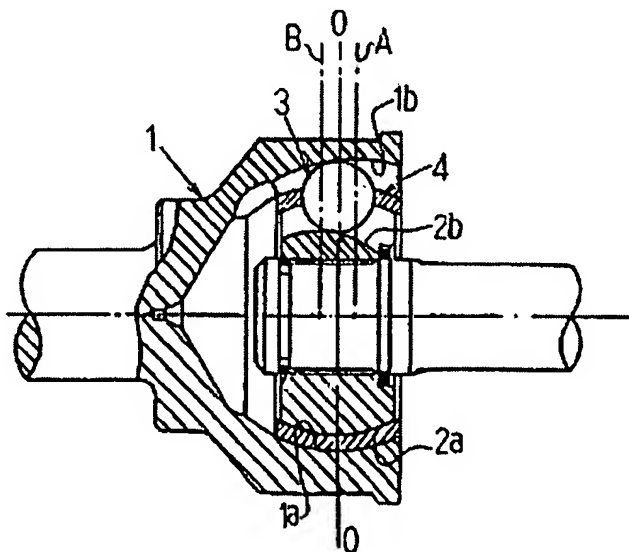
F R2796685 (A1)

Report a data error here

## Abstract of FR2788821

Surface layer of the shaft is hardened by induction hardening carbon steel and by forming a two-phase structure of ferrite and martensite in the core. The carbon steel comprises (in weight %) 0.35-0.70 C, 0.4-2.0 Si, 0.3-1.5 Mn, at most 0.025 S, at most 0.092 P, 0.01-0.1 Al, 0.001-0.004 B and 0.002-0.008 N, as base components, and Fe and impurities the remainder. The carbon steel also contains 0.3-1.0 weight % Ni and/or at most 0.2 weight % Mo added to it. The difference between the maximum and minimum value of the hardness of the surface is controlled to be not more than 200 HV. The hardness of the core is controlled to be 25-45 HRC. The residual compression stress in the surface is controlled to be at least 60 kgf/mm<sup>2</sup>, and is preferably obtained by hammering so that it does not fall below 90/ kgf/mm<sup>2</sup>.

Independent claims are given for universal joints. A universal joint comprises an external element comprising a number of guide grooves formed on the internal circumference, an internal element comprising a number of guide grooves formed on the external surface, torque transmission balls located in a number of ball tracks starting from guide grooves of the external element and the guide grooves of the of the internal element, and a cage for maintaining the torque transmission balls. The external element is made of carbon steel that has been surface hardened by induction hardening and has a two-phase structure of ferrite and martensite in its core.



---

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

⑬ RÉPUBLIQUE FRANÇAISE  
INSTITUT NATIONAL  
DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE  
PARIS

⑪ N° de publication :

**2 788 821**

(à n'utiliser que pour les  
commandes de reproduction)

⑫ N° d'enregistrement national :

**00 00216**

⑮ Int Cl<sup>7</sup> : F 16 D 3/22, F 16 C 3/02, C 21 D 1/10, C 22 C 38/06

⑫

**DEMANDE DE BREVET D'INVENTION**

**A1**

⑫ Date de dépôt : 10.01.00.

⑬ Priorité : 12.01.99 JP 00557499; 27.01.99 JP  
01884099; 01.02.99 JP 02401499.

⑭ Date de mise à la disposition du public de la  
demande : 28.07.00 Bulletin 00/30.

⑮ Liste des documents cités dans le rapport de  
recherche préliminaire : *Ce dernier n'a pas été  
établi à la date de publication de la demande.*

⑯ Références à d'autres documents nationaux  
apparentés :

⑰ Demandeur(s) : NTN CORPORATION — JP.

⑱ Inventeur(s) : YOSHIDA KAZUHIKO, WAKITA  
AKIRA, MAKINO HIROAKI et KONDOU HIDEKI.

⑲ Titulaire(s) :

⑳ Mandataire(s) : CABINET HERRBURGER.

② ARBRE DE TRANSMISSION DE PUISSANCE ET JOINT HOMOCINETIQUE.

③ Un arbre de transmission de puissance utilisant le joint  
homocinétique est fabriqué en appliquant un durcissement  
par induction à de l'acier au graphite pour durcir ainsi la cou-  
che de surface et former une structure à 2 phases de ferrite  
et de martensite dans son noyau. L'acier au graphite con-  
tient, en poids, 0,35 à 0,70 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,3 à  
1,5 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de  
P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008  
% de N, comme composants de base, le reste étant consti-  
tué de Fe et d'impuretés inévitables.

FR 2 788 821 - A1



**ARRIERE PLAN DE L'INVENTION**

La présente invention concerne un arbre de transmission de puissance utilisé dans des dispositifs tels que des automobiles et des machines industrielles pour transmettre un couple par l'intermédiaire d'un joint homocinétique. La présente invention concerne également un joint homocinétique utilisé dans des dispositifs tels que des automobiles et des machines industrielles pour transmettre de la puissance d'entraînement.

Un arbre de transmission de puissance tel que par exemple l'arbre d'entraînement d'une automobile, est habituellement réalisé en acier au carbone ou en acier carburé, et l'on s'assure qu'il a une résistance spécifiée en réglant un durcissement de surface convenable et une profondeur d'enveloppe effective qu'on obtient par un traitement thermique.

Récemment, comme les automobiles tendent à avoir une puissance de sortie de plus en plus grande et comme le poids du véhicule augmente pour répondre à des exigences de sécurité, on demande à l'arbre d'entraînement d'avoir une résistance plus élevée. D'autre part, on demande à l'arbre d'entraînement d'être plus léger pour améliorer le rendement de consommation de carburant, ce qui impose également un besoin pressant d'augmenter la résistance de l'arbre d'entraînement.

Pour augmenter la capacité de charge de l'arbre, il est courant d'augmenter la teneur en carbone du matériau pour obtenir ainsi une résistance plus élevée du matériau, ou d'augmenter la profondeur effective de la couche durcie (profondeur d'enveloppe). Cependant, la première approche conduit à une diminution de la résistance dans les parties entaillées, et à une moins bonne facilité d'usinage telle que par exemple la facilité de forgeage et de coupe, du fait de l'augmentation de la dureté du matériau. Au contraire, la seconde approche conduit à une plage très étroite des profondeurs d'enveloppe qu'on peut obtenir dans le cas de l'acier carburé. Egalement dans le cas d'un arbre réalisé en acier au carbone, il devient plus difficile d'appliquer un durcisse-

ment profond lorsque le diamètre de l'arbre augmente, et il est très difficile de réaliser un durcissement profond lorsque le rapport de la profondeur d'enveloppe effective au rayon de l'arbre (qu'on appellera ci-après  $\gamma$ ) est supérieur à 0,4, car ce durcissement profond peut conduire à des défauts tels que des fissures de trempe. Récemment, on a utilisé de l'acier au carbone contenant du bore (B) ajouté, pour permettre un durcissement profond. Cependant, même si la profondeur d'enveloppe effective est augmentée grâce à l'utilisation de ce matériau, on ne peut obtenir qu'une augmentation de la résistance d'environ 15 % car la résistance statique et la résistance de fatigue à la torsion atteignent respectivement leur plateau à  $\gamma > 0,65$  et  $\gamma > 0,5$  (Demande de Brevet Japonaise Publiée No.Hei 5-320825). Egalement dans le cas d'un matériau contenant du B ajouté, on forme des composés azotés tels que TiN qui peuvent conduire à une moins bonne facilité de coupe.

Le joint homocinétique utilisé dans l'arbre de transmission de puissance tombe grossièrement dans deux catégories dont l'une, de type fixe, ne permet un déplacement que dans l'angle compris entre les deux arbres, tandis que l'autre, de type glissant, permet à la fois un déplacement angulaire et un déplacement axial, ces catégories étant sélectionnées suivant les conditions de fonctionnement, le but recherché, et autres facteurs. Le type fixe comprend le joint homocinétique de type Rzeppa, tandis que le type glissant comprend, comme exemples représentatifs, le joint homocinétique de type à double décalage et le joint homocinétique de type tripode.

Les applications du joint homocinétique comprennent le système de transmission de puissance d'une automobile. Récemment, comme les automobiles tendent à avoir une puissance de sortie de plus en plus grande et comme le poids des véhicules augmente pour des exigences de plus grande sécurité, on demande aux joints homocinétiques de l'arbre d'entraînement d'avoir une résistance plus élevée. D'autre part, on demande à l'arbre d'entraînement d'être plus léger pour améliorer le rendement de consommation de carburant, ce

qui impose également un besoin pressant d'augmenter la résistance du joint homocinétique.

Un élément extérieur (chemin de roulement extérieur) qui représente un élément constitutif du joint homocinétique est réalisé en acier au carbone ou analogue, qu'on forge sous une forme prédéterminée et qu'on soumet à un traitement thermique tel qu'un durcissement par induction, pour assurer les niveaux requis de résistance, de durabilité et de résistance à l'usure, ce traitement thermique étant suivi d'un meulage des parties qui demandent une précision élevée, pour obtenir ainsi la finition de la pièce aux dimensions prédéterminées, et pour terminer le produit. L'exigence de résistance élevée dans ce cas peut être satisfaite soit en augmentant la teneur en carbone pour augmenter ainsi la résistance du matériau, soit en augmentant la profondeur d'enveloppe effective. Cependant, le premier procédé diminue la facilité d'usinage pour des processus tels que le forgeage et la coupe, en conduisant ainsi à une augmentation du coût de fabrication. D'autre part, le second procédé est limité dans son effet d'augmentation de la résistance car la prévision de défauts tels que des fissures de trempe rend difficile d'appliquer un durcissement plus profond.

Les éléments constitutifs (élément intérieur, enveloppe, élément tripode, etc) du joint homocinétique sont réalisés en acier au carbone ou analogue, qu'on usine sous une forme prédéterminée et qu'on soumet à un traitement de carburation pour assurer les niveaux requis de résistance, de durabilité et de résistance à l'usure, ce traitement étant suivi d'un meulage des parties qui nécessitent une précision élevée, pour obtenir ainsi la finition de la pièce aux dimensions prédéterminées, et pour terminer le produit.

Cependant, lorsqu'une pièce est carburée par traitement thermique, cette pièce subit une déformation importante produite par le traitement thermique, avec des variations de ses dimensions. Ainsi, il a été nécessaire de soumettre les pièces à un traitement de finition par meulage après le traitement thermique. De plus, des surfaces de poches des deux côtés de l'axe, par exemple parmi les poches de

la cage, doivent avoir une certaine précision de surface pour réguler les positions des billes de transmission de couple, alors que le processus de meulage après le traitement thermique est parfois supprimé pour simplifier le processus d'usinage. Lorsque le processus de meulage est supprimé, les  
5 pièces qui présentent de grandes déformations produites par le traitement thermique sont rejetées, ce qui conduit à un taux de rejet plus élevé.

Par suite, la présente invention a pour but de  
10 créer un arbre de transmission de puissance qui présente une facilité d'usinage élevée pour des processus tels que le forgeage et la coupe, ainsi qu'une résistance élevée.

Un autre but de la présente invention est d'augmenter la résistance d'un chemin de roulement extérieur  
15 d'un joint homocinétique, tout en simplifiant les processus d'usinage pour diminuer le coût de fabrication et augmenter la précision.

Un autre but encore de la présente invention est de simplifier les processus d'usinage des composants du joint  
20 tel que l'élément intérieur, la cage et l'élément tripode, ainsi que de diminuer le coût de fabrication du joint homocinétique.

#### **RESUME DE L'INVENTION**

On décrira tout d'abord ci-après l'arbre de  
25 transmission de puissance.

Selon la présente invention, pour atteindre les buts ci-dessus dans l'arbre de transmission de puissance utilisant le joint homocinétique, on soumet de l'acier au graphite à un durcissement par induction pour augmenter ainsi la  
30 dureté de surface, et l'on forme une structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans le noyau. L'acier au graphite est réalisé par recuit de graphitisation de manière à transformer en graphite la cémentite incluse dans l'acier au carbone, et de manière à obtenir des propriétés telles qu'une  
35 facilité d'usinage de coupe élevée du fait de l'inclusion du graphite qui est un élément de coupe libre, et du fait des propriétés favorables de forgeage à froid et de forgeage à chaud provenant de sa malléabilité. Par suite, l'acier au

graphite conserve une facilité d'usinage élevé même lorsqu'il est traité pour inclure une concentration élevée de carbone dans le but d'augmenter la résistance.

Alors que la majorité des arbres de transmission de puissance conventionnels ont été fabriqués en appliquant un traitement de durcissement par induction à de l'acier au carbone, le noyau n'est pas soumis à l'influence de la chaleur dans beaucoup de cas, de manière à éviter des défauts tels que des fissures de trempe. Même dans ces cas là, comme le noyau est soumis à l'influence de la chaleur, la majeure partie du noyau s'est transformée en martensite, de sorte que la contrainte de compression résiduelle sur la surface a diminué. Selon la présente invention au contraire, l'effet de la chaleur de durcissement par induction non seulement durcit la couche de surface mais encore atteint le noyau pour former une solution solide de graphite avec de la ferrite, en transformant ainsi le noyau en une structure à 2 phases de ferrite et de martensite. En conséquence, la contrainte de compression résiduelle reste sur la surface en permettant ainsi d'obtenir une solidité plus élevée et une résistance élevée contre la fatigue. Pour appliquer l'effet du traitement thermique au noyau, il est préférable d'effectuer le durcissement par induction plusieurs fois (par exemple deux fois).

Pour l'acier au graphite décrit ci-dessus, on utilise un matériau contenant, en poids, 0,35 à 0,70 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,3 à 1,5 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008 % de N, comme composants de base, le reste étant constitué de Fe et d'impuretés inévitables.

Parmi les éléments décrits ci-dessus, C est un élément indispensable pour la formation de graphite. Lorsque la concentration de C est inférieure à 0,35 %, la dureté de surface après le durcissement par induction devient trop faible ce qui conduit à une résistance insuffisante. Lorsque la concentration de C est supérieure à 0,70 %, de la cémentite précipite dans le noyau en rendant ainsi ce noyau plus dur (fragile) et en conduisant à une résistance moins élevée.



Du Si est ajouté comme agent de désoxydation et comme agent d'accélération de graphitisation pendant le processus de fabrication de l'acier et, de plus, dans le but de renforcer la limite de grains. Lorsque la concentration de Si est inférieure à 0,4 %, il devient difficile de graphitiser le carbure et l'effet de renforcement de la limite de grains diminue. Lorsque la concentration de Si est supérieure à 2,0 %, la facilité de travail à froid (facilité de forgeage et de coupe par usinage au tour) diminue notablement.

La teneur Mn est nécessaire pour fixer le soufre inclus dans l'acier sous la forme de MnS, et pour le diffuser. Lorsque la concentration de Mn est inférieure à 0,3 %, la facilité de durcissement devient plus faible (une profondeur de durcissement suffisante ne peut être obtenue). Lorsque la concentration de Mn est supérieure à 1,5 %, la graphitisation est notablement entravée et la facilité d'usinage à froid diminue.

Du S existant sous la forme d'inclusions de MnS obtenues par collage avec Mn, peut être le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, et la concentration de S est maintenue à 0,025 % ou moins. La concentration de P qui précipite dans les limites de grains de l'acier en rendant ainsi les limites de grains fragiles, qui diminue la résistance et augmente la sensibilité aux fissures de trempe, est maintenue à 0,02 % ou moins.

Du Al utilisé comme agent de désoxydation pour retirer l'oxygène inclus dans l'acier en s'oxydant pendant le processus de fabrication de l'acier, est contenu en concentration ne descendant pas au-dessous de 0,01 %. Comme une concentration élevée d'oxyde diminue la dureté et comme l'oxyde peut être le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, la concentration de Al est maintenue à 0,1 % ou moins.

Du B et du N sont ajoutés pour réduire le temps de recuit de graphitisation par la génération de BN. Bien que l'addition de B en concentration ne descendant pas au-dessous de 0,001 % soit nécessaire pour obtenir un effet suffisant de réduction du temps, l'effet de réduction du temps de recuit

de graphitisation atteint un plateau pour une concentration supérieure à 0,004 %. Le N est ajouté en concentration se situant dans la plage de 0,002 % à 0,008 % inclusivement, pour faire passer de 0,001 % à 0,004 % la teneur de B dans BN.

5 L'acier au graphite décrit ci-dessus comprend de 0,3 à 1,0 % en poids inclusivement de Ni, et/ou 0,2 % en poids ou moins de Mo ajouté à celui-ci. L'addition de Ni augmente la ductilité de la ferrite en améliorant ainsi la facilité d'usinage à froid et la résistance. Une teneur en Ni  
10 inférieure à 0,3 % est insuffisante pour améliorer la facilité d'usinage à froid et la résistance, tandis qu'une teneur supérieure à 1,0 % diminue notablement la facilité d'usinage au tour. L'addition de Mo améliore la dureté, mais une teneur en Mo supérieure à 0,2 % entrave la graphitisation.

15 On peut équilibrer la résistance et l'empêcher de diminuer lorsque la différence entre la valeur maximum et la valeur minimum de la dureté de surface (dureté Vickers) est de 200 Hv ou moins. On peut obtenir des variations de résistance dans cette plage en utilisant de l'acier au graphite  
20 dans lequel les grains de graphite ne dépassent pas 15  $\mu\text{m}$  de diamètre. Lorsque la taille des grains de graphite est supérieure à 15  $\mu\text{m}$ , des vides (pores) générés par la solution de graphite après durcissement deviennent plus grands, ce qui conduit à des points mous et à des variations importantes de  
25 la dureté de surface, en conduisant ainsi à une diminution de la résistance.

L'arbre de transmission de puissance décrit ci-dessus est réalisé pour avoir une partie de noyau qui présente une dureté (dureté Rockwell) se situant dans une plage  
30 de 25 à 45 HRC inclusivement. Lorsque la dureté est inférieure à 25, on ne peut obtenir une résistance suffisante du fait de la faible proportion de martensite. Lorsque la dureté est supérieure à 45, la proportion de martensite pleine augmente en rendant ainsi plus probable l'apparition de fissures  
35 de trempe dans des encoches de l'arbre telles que des parties cannelées.

On peut améliorer la résistance à la fatigue en maintenant à 60  $\text{kgf/mm}^2$  ou plus la contrainte de compression

résiduelle dans la surface. Lorsqu'on applique un durcissement par induction à de l'acier au graphite, la capacité de durcissement est mauvaise car la solubilité solide des parties de graphite est faible pendant la transformation  $\gamma$ . Par suite, des fissures de trempe ont moins de probabilité de se produire même lorsque les parties sont soumises à une trempe à l'eau, de la même manière que l'acier à forte teneur en carbone. Avec la trempe à l'eau, on peut obtenir une contrainte de compression résiduelle de surface élevée d'environ 60 kgf/mm<sup>2</sup>.

On peut encore améliorer la résistance à la fatigue en appliquant un martelage après l'application du durcissement par induction, pour augmenter ainsi jusqu'à 90 kgf/mm<sup>2</sup> ou plus de la contrainte de compression résiduelle dans la surface. Pour obtenir ce résultat, il est préférable d'appliquer le martelage deux fois.

La présente invention décrite ci-dessus permet de créer un arbre de transmission de puissance à haute résistance qui présente d'excellentes capacités d'usinage pour des processus tels que la coupe, le forgeage à froid et le forgeage à chaud, tout en ayant une résistance statique élevée et une résistance à la fatigue élevée.

La présente invention crée également un joint homocinétique comprenant un élément extérieur qui comporte un certain nombre de rainures de guidage formées sur sa circonférence intérieure, un élément intérieur qui comporte un certain nombre de rainures de guidage formées sur sa circonférence extérieure, des billes de transmission de couple disposées dans un certain nombre de pistes de billes formées à partir des rainures de guidage de l'élément extérieur et des rainures de guidage de l'élément intérieur, ainsi qu'une cage qui maintient les billes de transmission de couple ; ou un joint homocinétique comprenant un élément extérieur qui comporte trois rainures de pistes formées sur sa circonférence intérieure et des surfaces de guidage de galets disposées dans la direction axiale des deux côtés de chaque rainure de piste, un élément tripode qui comporte trois bras s'étendant radialement et des galets montés en rotation par

l'intermédiaire d'un certain nombre d'éléments de roulement sur les trois bras de l'élément tripode, les galets étant guidés dans la direction axiale de l'élément extérieur au moyen des surfaces de guidage de galets des deux côtés d la rainure de piste, dans lequel l'élément extérieur est soumis à un traitement tel que la couche de surface est durcie par induction de l'acier au graphite, tandis qu'une structure à deux phases de ferrite et de martensite est formée dans le noyau.

L'acier au graphite est un acier au carbone dont les teneurs en cémentite sont transformées en graphite par recuit de graphitisation, et qui présente une structure à deux phases de ferrite et de graphite. L'acier au graphite présente des propriétés favorables telles qu'une facilité d'usinage de coupe élevée du fait de l'inclusion du graphite qui est un élément de coupe libre, ainsi que des propriétés avantageuses pour le forgeage à froid et le forgeage à chaud du fait de sa malléabilité. Par suite, l'acier au graphite conserve une facilité d'usinage élevée pour des processus tels que la coupe et le forgeage même lorsqu'il est traité pour inclure une concentration élevée de carbone afin d'augmenter la résistance.

Alors que beaucoup des éléments extérieurs de l'art antérieur ont été fabriqués en appliquant un durcissement par induction à de l'acier au carbone, le noyau n'est pas soumis à l'influence de la chaleur dans beaucoup de cas, de manière à éviter des défauts tels que des fissures de trempe. Même dans les cas où le noyau est soumis à l'influence de la chaleur, le noyau a été la plupart du temps transformé en martensite de sorte que la contrainte de compression résiduelle sur la surface a diminué. Selon la présente invention au contraire, l'effet de la chaleur produite par le durcissement à induction non seulement durcit la couche de surface mais encore atteint le noyau pour former ainsi une structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans le noyau. En conséquence, la contrainte de compression résiduelle reste sur la surface en permettant ainsi d'obtenir une solidité élevée et une résistance à la fatigue élevée. Pour

appliquer l'effet du traitement thermique au noyau, il est préférable d'effectuer le durcissement par induction plusieurs fois, par exemple deux fois.

Comme acier au graphite tel que décrit ci-dessus,  
5 on utilise un matériau contenant, en poids, 0,5 à 0,70 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,4 à 1,5 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B, et 0,002 à 0,008 % de N, qui constituent les composants de base, le reste étant constitué de Fe et d'impuretés inévi-  
10 tables.

Parmi les éléments décrits ci-dessus, C est un élément indispensable pour la formation de graphite. Lorsque la concentration de C est inférieure à 0,50 %, la dureté de surface de la surface de roulement après traitement thermique  
15 devient trop faible, de sorte qu'on ne peut obtenir une solidité et une résistance à l'usure suffisantes. Lorsque la concentration de C est supérieure à 0,70 %, une dureté excessive et une précipitation excessive de cémentite dans le noyau après le traitement thermique conduisent à une résistance  
20 plus faible.

Le Si est ajouté comme agent de désoxydation et comme agent d'accélération de graphitisation pendant le processus de fabrication de l'acier, et sert en outre au renforcement de la limite de grains. Lorsque la concentration de Si  
25 est inférieure à 0,4 %, il devient difficile de graphitiser le carbure et l'effet de renforcement de la limite de grains diminue. Lorsque la concentration de Si est supérieure à 2,0 %, la facilité d'usinage à froid (facilité de forgeage et de coupe par usinage au tour) diminue notablement.

La teneur en Mn est nécessaire pour fixer le soufre inclus dans l'acier sous la forme de MnS, et pour le diffuser. Lorsque la concentration de Mn est inférieure à 0,4 %, la capacité de durcissement devient plus faible (on ne peut obtenir une profondeur de durcissement suffisante). Lorsque  
30 la concentration de Mn est supérieure à 1,5 %, la graphitisation est notablement entravée et la facilité d'usinage à froid diminue.  
35

Le S, existant sous la forme d'inclusion de MnS par collage avec Mn, peut devenir le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, de sorte que sa concentration est maintenue à 0,025 % ou moins. La concentration de P, qui précipite dans les limites de grains de l'acier en diminuant ainsi notablement la facilité d'usinage à chaud et en diminuant notablement la résistance du matériau, est maintenue à 0,02 % ou moins.

Al utilisé comme agent de désoxydation pour retirer l'oxygène inclus dans l'acier en étant oxydé pendant le processus de fabrication de l'acier, et pour réduire la taille de particules, est contenu sous une concentration ne descendant pas au-dessous de 0,01 %. Comme une concentration élevée d'oxyde diminue la dureté et comme l'oxyde peut devenir le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, la concentration de Al est maintenue à 0,10 % ou moins.

B et N sont ajoutés pour réduire le temps de recuit de graphitisation par la génération de BN. Alors que l'addition de B sous une concentration de 0,001 % ou plus est nécessaire pour obtenir un effet suffisant de réduction du temps, cet effet de réduction du temps de recuit de graphitisation atteint un plateau pour une concentration supérieure à 0,004 %. N est ajouté sous une concentration se situant dans une plage de 0,002 % à 0,008 % inclusivement, pour se transformer en une teneur en B de 0,001 % à 0,004 % dans BN.

L'acier au graphite décrit ci-dessus comprend de 0,3 à 1,0 % en poids, inclusivement, de Ni et/ou 0,2 % en poids de Mo ajouté à celui-ci. L'addition de Ni augmente la ductilité de la ferrite en améliorant ainsi la facilité d'usinage à froid et la résistance. Une teneur en Ni inférieure à 0,3 % est insuffisante pour améliorer la facilité d'usinage à froid et la résistance, alors qu'une teneur en Ni supérieure à 1,0 % diminue notablement la facilité d'usinage au tour. L'addition de Mo améliore la dureté, mais une teneur en Mo supérieure à 0,2 % entrave la graphitisation.

Pour l'acier au graphite, on utilise de l'acier présentant une taille de grains de graphite se situant dans la limite de 15 µm. Lorsque la taille des grains de graphite

est supérieure à 15  $\mu\text{m}$ , les vides générés par la solution de graphite après la trempe deviennent plus grands et des points mous font varier notablement la dureté de surface en diminuant ainsi la résistance, la propriété de résistance à l'usure et la durée de vie liée à l'écaillage.

L'élément extérieur est réalisé sous une forme prédéterminée par forgeage. La température de forgeage est réglée pour ne pas dépasser la température de transformation  $A_1$  (approximativement 730°C), de manière à empêcher le carbure représenté par la cémentite, de précipiter dans la structure de l'acier au graphite. Cela est dû au fait que, lorsque la température est supérieure à la température de transformation  $A_1$ , la précipitation de cémentite augmente notablement en entravant ainsi l'effet de forgeage et en diminuant notablement la facilité d'usinage (performances de coupe) dans les processus ultérieurs. Lorsque cette condition de température est satisfaite, un état à 2 phases de ferrite et de graphite est maintenu même après la fin de la réalisation du produit, car la précipitation de carbure est régulée au moins dans la peau forgée qui reste dans l'élément extérieur. Le terme de « peau forgée » utilisé ici se réfère à une partie du produit dans laquelle subsiste la structure de surface produite par forgeage, c'est à dire la surface du produit qui reste durcie par induction sans être meulée, comme par exemple le fond de l'embouchure de l'élément extérieur.

On peut maintenir une résistance équilibrée et empêcher la résistance de diminuer lorsque la différence entre la valeur maximum et la valeur minimum de la dureté de surface (dureté Vickers) est de 200 Hv ou moins. On peut obtenir des variations de résistance dans cette plage en utilisant de l'acier au graphite dans lequel les grains de graphite ne dépassent pas 15  $\mu\text{m}$  de diamètre.

L'élément extérieur est réalisé pour avoir un noyau (noyau de la partie cannelée) présentant une dureté Rockwell se situant dans une plage de 25 à 45 HRC inclusive-ment. Lorsque le noyau a une dureté inférieure à 25 HRC, on obtient un effet insuffisant d'amélioration de la résistance,

du fait de la faible teneur en martensite. Lorsque la dureté est supérieure à 45 HRC, la teneur en martensite pleine augmente, ce qui augmente la probabilité d'apparition de fissures de trempe dans la partie entaillée (par exemple la partie  
5 cannelée) de l'arbre. On peut contrôler la dureté du noyau en régulant la température de traitement et la durée du durcissement par induction, ainsi que la teneur en carbone de l'acier au graphite. Il suffit d'obtenir le niveau requis de dureté, décrit ci-dessus, au moins dans le noyau de la partie  
10 cannelée. Les autres parties telles que le noyau de l'embouchure sont normalement réalisées de manière à avoir une dureté plus élevée que celle du noyau de la partie cannelée.

On peut obtenir une amélioration de la résistance  
15 à la fatigue lorsque la contrainte de compression résiduelle dans la surface est de  $50 \text{ kgf/mm}^2$  ou plus. Lorsque le durcissement par induction est appliqué d'une façon générale à l'acier au graphite, la capacité de durcissement est mauvaise car la solubilité solide des parties de graphite est faible  
20 pendant la transformation  $\gamma$ . Par suite, la probabilité d'apparition de fissures de trempe est plus faible même lorsque l'acier est soumis à une trempe à l'eau, de la même manière que l'acier à haute teneur en carbone. Avec la trempe à l'eau, on peut obtenir une contrainte de compression rési-  
25 duelle dans la surface d'environ  $50 \text{ kgf/mm}^2$ . Il suffit d'obtenir le niveau requis de contrainte de compression résiduelle, décrit ci-dessus, au moins dans la surface de la partie cannelée. Les surfaces des autres parties, par exemple la surface de l'embouchure, présentent une valeur plus élevée de  
30 contrainte de compression résiduelle, que la partie cannelée.

On peut améliorer encore la résistance à la fatigue en appliquant un martelage après durcissement par induction pour augmenter ainsi jusqu'à  $80 \text{ kgf/mm}^2$  ou plus la  
35 contrainte de compression résiduelle dans la surface. Pour obtenir ce résultat, il est préférable d'effectuer le martelage deux fois. Le martelage est appliqué au moins à la partie cannelée et à la circonférence extérieure de l'embouchure.



On peut améliorer la résistance à l'usure en utilisant une graisse à faible coefficient de frottement, plus précisément une graisse ayant un coefficient de frottement  $\mu$  de 0,07 ou moins, pour remplir l'intérieur du joint homocinétique. Le coefficient de frottement  $\mu$  peut être mesuré par le testeur d'usure de frottement SAVIN.

La présente invention décrite ci-dessus permet de créer un élément extérieur qui présente une excellente facilité d'usinage pour des processus tels que la coupe, le forgeage à froid et le forgeage à chaud, tout en ayant une résistance élevée comme par exemple la résistance statique et la résistance à la fatigue. En conséquence, on peut obtenir une réduction du coût et une amélioration de la résistance pour le joint homocinétique.

Dans la présente invention également, on fabrique un joint homocinétique comprenant un élément extérieur, qui comporte un certain nombre de rainures de guidage formées sur sa circonférence intérieure, un élément intérieur comportant un certain nombre de rainures de guidage formées sur sa circonférence extérieure, des billes de transmission de couple disposées dans un certain nombre de pistes de billes formées à partir des rainures de guidage de l'élément extérieur et des rainures de guidage de l'élément intérieur, et une cage qui maintient les billes de transmission de couple, l'un ou l'autre ou les deux de la cage et de l'élément intérieur étant réalisés en acier au graphite soumis à un traitement de trempe austénitique.

Dans la présente invention également, on fabrique un joint homocinétique (joint homocinétique de type tripode) comprenant un élément extérieur qui comporte trois rainures de piste formées sur sa circonférence intérieure, et des surfaces de guidage de galets disposées dans la direction axiale des deux côtés de chaque rainure de piste, un élément tripode qui comporte trois bras s'étendant et faisant saillie radialement, ainsi que des galets montés en rotation par l'intermédiaire d'un certain nombre d'éléments de roulement sur les trois bras de l'élément tripode, les galets étant guidés dans la direction axiale de l'élément extérieur au

moyen des surfaces de guidage de galets des deux côtés de la rainure de piste, et l'élément tripode étant réalisé en acier au graphite soumis à un traitement de trempe austénitique.

Dans la présente invention encore, on fabrique un joint homocinétique comprenant un élément extérieur qui comporte des rainures de guidage de forme courbe ménagées sur sa circonférence intérieure sphérique, un élément intérieur qui comporte des rainures de guidage de forme courbe ménagées sur sa circonférence extérieure sphérique, des billes de transmission de couple disposées dans une piste de billes formée à partir des rainures de guidage de l'élément extérieur et des rainures de guidage de l'élément intérieur, et une cage qui maintient les billes de transmission de couple, le centre des rainures de guidage de l'élément extérieur et le centre des rainures de guidage de l'élément intérieur étant décalés de la même distance des deux côtés opposés dans la direction axiale, par rapport au plan central du joint qui contient les centres des billes de transmission de couple, la piste de billes étant progressivement réduite vers l'ouverture ou extrémité intérieure du joint, et les billes de transmission de couple étant pressées élastiquement vers le côté réduit de la piste de billes, tandis que l'élément extérieur est réalisé en acier au graphite soumis à un traitement de trempe austénitique.

L'"acier au graphite" est un acier au carbone dont les teneurs en cémentite sont transformées en graphite par recuit de graphitisation, de manière à former une structure à deux phases de ferrite et de graphite, cette structure ayant des propriétés favorables telles qu'une facilité d'usinage de coupe élevée du fait de l'inclusion du graphite qui est un élément de coupe libre, et des propriétés avantageuses pour le forgeage à froid et le forgeage à chaud du fait de sa malléabilité. Par suite, l'acier au graphite conserve une facilité d'usinage élevée même lorsqu'il est traité pour inclure une concentration élevée de carbone de manière à augmenter la résistance.

La trempe austénitique est un type de processus de durcissement qui utilise la courbe en S du diagramme de

phases de l'acier. Il s'agit d'un processus de traitement thermique dans lequel l'acier chauffé dans la zone austénitique est immergé dans un bain chaud (bain de sel ou de plomb-bismuth) maintenu à la température de formation de bainite, c'est à dire dans une plage de températures comprises entre les points de transformation  $Ar'$  et  $Ar''$  au-dessous du genou de la courbe en S (température la plus basse à laquelle se fait la transformation), puis maintenu dans ce bain jusqu'à ce que la structure de l'acier se transforme complètement en bainite, avant d'être retiré du bain et refroidi jusqu'à la température ambiante. Lorsque l'acier est maintenu à une température de bain élevée, il se forme de la bainite supérieure ayant une structure en forme de plume et, à des températures voisines du point  $Ms$ , il se forme de la bainite inférieure ayant une structure en forme de bâtonnets. La structure de bainite est fondamentalement un mélange de ferrite et de carbure de fer qui présente une propriété mécanique considérée comme plus tenace qu'une structure de même dureté obtenue par durcissement et recuit.

Lorsque le traitement de trempe austénitique est appliqué à de l'acier au carbone pour augmenter la dureté jusqu'à 50 HRC (dureté Rockwell) ou plus, ce traitement nécessite une teneur en carbone élevée qui diminue notablement la facilité d'usinage du matériau pour le forgeage et autres processus. Lorsque le traitement de trempe austénitique est appliqué à de l'acier au graphite comme dans le cas de la présente invention, la facilité d'usinage pour le forgeage peut être améliorée du fait de la ductilité (plus faible résistance à la déformation) de l'acier au graphite. Du fait également que le traitement de trempe austénitique produit beaucoup moins de déformation thermique que les autres processus de durcissement, on peut supprimer le processus de meulage après le traitement thermique. De plus, comme le recuit n'est pas nécessaire, on peut rendre le coût du traitement thermique inférieur à celui du traitement thermique conventionnel (durcissement plus recuit). Par suite, les processus de fabrication des composants du joint homocinétique, c'est à dire la cage, l'élément intérieur et l'élément tri-

pode, peuvent être simplifiés de sorte qu'on peut obtenir une réduction du coût pour le joint homocinétique. Comme l'acier au graphite soumis à un traitement de trempe austénitique se transforme en structure de bainite, on peut obtenir un matériau tenace de durabilité élevée.

Comme acier au graphite tel que décrit ci-dessus, on utilise un matériau contenant, en poids, 0,45 à 0,75 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,2 à 1,0 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008 % de N, comme composants de base, le reste étant constitué de Fe et d'impuretés inévitables.

Parmi les éléments décrits ci-dessus, C est un élément indispensable pour la formation de graphite. Lorsque la concentration de C est inférieure à 0,45 %, la dureté de surface obtenue par le traitement thermique devient trop faible pour qu'on obtienne une résistance suffisante. Lorsque la teneur en C est supérieure à 0,75 %, la dureté obtenue par le traitement thermique diminue.

Le Si est ajouté comme agent de désoxydation et comme agent d'accélération de graphitisation pendant le processus de fabrication de l'acier et, en outre, dans le but de renforcer la limite de grains. Lorsque la concentration de Si est inférieure à 0,4 %, il devient difficile de graphitiser le carbure, et l'effet de renforcement de la limite de grains diminue. Lorsque la concentration de Si est supérieure à 2,0 %, la facilité d'usinage à froid (facilité de forgeage et de coupe par usinage au tour) diminue notablement.

La teneur en Mn est nécessaire pour fixer le soufre inclus dans l'acier sous la forme de MnS, et pour le diffuser. Lorsque la concentration de Mn est inférieure à 0,2 %, la capacité de durcissement devient plus faible (on ne peut obtenir une profondeur de durcissement suffisante). Lorsque la concentration de Mn est supérieure à 1,0 %, la graphitisation est notablement entravée et la facilité d'usinage à froid se détériore.

S, existant sous la forme d'une inclusion de MnS par collage avec Mn, peut devenir le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, de sorte que sa concentra-

tion est maintenue à 0,025 % ou moins. La concentration de P, qui précipite dans les limites de grains de l'acier et diminue notablement la facilité d'usinage à chaud, est maintenue à 0,02 % ou moins.

5 Al, utilisé comme agent de désoxydation pour retirer l'oxygène inclus dans l'acier en s'oxydant pendant le processus de fabrication de l'acier, et réduisant la taille de particules, est contenu sous une concentration ne descendant pas au-dessous de 0,01 %. Comme une concentration  
10 d'oxyde élevé diminue la dureté, et comme l'oxyde peut devenir le point de départ de fissures pendant l'usinage à froid, sa concentration est maintenue à 0,10 % ou moins.

B et N sont ajoutés pour réduire le temps de recuit de graphitisation par la génération de BN. Alors que  
15 l'addition de B sous une concentration de 0,001 % ou plus est nécessaire pour obtenir un effet suffisant de réduction du temps, l'effet de réduction du temps de recuit de graphitisation atteint un plateau pour une concentration supérieure à 0,004 %. N est ajouté sous une concentration se situant dans  
20 la plage de 0,002 % à 0,008 % inclusivement, pour transformer la teneur en B de 0,001 % à 0,004 % dans BN.

L'acier au graphite décrit ci-dessus comprend 0,3 % à 1,0 % en poids inclusivement de Ni et/ou 0,2 % en poids de Mo ajouté à celui-ci. L'addition de Ni augmente la  
25 ductilité de la ferrite en améliorant ainsi la facilité d'usinage à froid et la résistance. Une teneur en Ni inférieure à 0,3 % est insuffisante pour améliorer la facilité d'usinage à froid et la résistance, alors qu'une teneur en Ni supérieure à 1,0 % diminue notablement la facilité d'usinage  
30 au tour. L'addition de Mo améliore la dureté, mais une teneur en Mo supérieure à 0,2 % entrave la graphitisation.

On utilise de l'acier au graphite contenant des grains de graphite de diamètres se situant dans la limite de 15  $\mu\text{m}$ . Des grains de graphite de diamètre supérieur à 15  $\mu\text{m}$   
35 deviennent les points de départ de fissures et diminuent les performances de forgeage.

Les composants du joint décrit ci-dessus sont prévus pour avoir une dureté de 50 à 60 HRC inclusivement, en

particulier dans le noyau. Lorsque la dureté du noyau est inférieure à 50 HRC, on ne peut obtenir un effet suffisant d'amélioration de la résistance. Lorsque la dureté est supérieure à 60 HRC, la ténacité diminue. On peut modifier la dureté du noyau en réglant la température de trempe austénitique et la teneur en carbone de l'acier au graphite.

Lorsqu'une moins grande quantité de carbone est incluse dans l'acier au graphite, la température de trempe austénitique doit être abaissée alors que cela peut produire des variations de la dureté de surface après le traitement thermique. Dans ce cas, on forme une couche carburée sur la surface pour augmenter la teneur en carbone de l'acier au graphite, avant l'application de la trempe austénitique.

On peut augmenter la dureté de surface jusqu'à par exemple environ 900 Hv, et améliorer la résistance à l'usure, en formant une couche nitrurée par diffusion d'azote dans la couche de surface ayant été soumise au traitement de trempe austénitique.

La formation de sulfure (comme par exemple un film de  $\text{FeS}$ ) dans la couche de surface après le traitement de trempe austénitique améliore la lubrification de surface et la stabilité de fonctionnement du joint homocinétique. Le sulfure peut être formé soit directement sur la surface après le traitement de trempe austénitique, soit après la formation de la couche nitrurée sur la surface.

La dureté de la surface ayant subi la trempe austénitique est généralement inférieure à celle d'une pièce carburée. Ainsi, on peut améliorer la résistance à l'usure en utilisant une graisse à faible coefficient de frottement, plus précisément une graisse ayant un coefficient de frottement  $\mu$  de 0,07 ou moins, pour remplir l'intérieur du joint homocinétique. Le coefficient de frottement  $\mu$  peut être mesuré par le testeur d'usure de frottement de type SAVIN.

Selon la présente invention, comme décrit ci-dessus, du fait qu'on utilise le traitement de trempe austénitique à la place du traitement de carburation de l'art antérieur, comme processus de traitement thermique pour la cage, l'élément intérieur et l'élément tripode, il en résulte

une moins grande déformation due au traitement thermique. Cela permet de simplifier ou de supprimer les processus d'usinage tels qu'un meulage qu'on utilise pour assurer la précision après le traitement thermique, tandis que le taux  
5 de rejet devient également plus faible que celui de l'art antérieur. De plus, les processus doubles de durcissement et de recuit peuvent être intégrés en un seul processus, de sorte que le coût du traitement thermique est réduit. Pour obtenir une durée de HRC50 ou plus tout en appliquant le traitement  
10 de trempe austénitique à l'acier au carbone, il faut une teneur en carbone élevée ce qui diminue à son tour notablement la facilité d'usinage pour le forgeage et l'usinage. Cependant, l'utilisation d'acier au graphite assure une facilité d'usinage élevée pour le forgeage et l'usinage. Par suite, le  
15 coût de fabrication du joint homocinétique peut être réduit grâce à la simplification des processus.

#### BREVE DESCRIPTION DES DESSINS

La présente invention sera décrite ci-après de manière plus détaillée à l'aide de modes de réalisation représentés sur les dessins annexés dans lesquels :  
20

- la figure 1 est une vue de côté représentant un tronçon d'un joint homocinétique, comme exemple d'arbre de transmission de puissance ;
- la figure 2 est une vue en coupe représentant un joint  
25 homocinétique de type à double décalage, dans sa direction axiale (coupe suivant la ligne A-A de la figure 3) ;
- la figure 3 est une vue en coupe radiale d'un élément extérieur du joint homocinétique ;
- la figure 4A est une vue en coupe représentant un joint  
30 homocinétique de type Rzeppa (coupe suivant la ligne A-A de la figure 4B) ;
- la figure 4B est une vue en coupe dans la direction radiale ;
- la figure 5 est une vue en coupe représentant un joint  
35 homocinétique de type tripode, dans sa direction axiale ;
- la figure 6 est une vue en coupe du joint homocinétique dans la direction radiale ;
- la figure 7 représente les résultats d'un test ;

- la figure 8 est une vue en coupe d'une cage du joint homocinétique de type à double décalage ;
- la figure 9 représente les résultats d'un test ;
- la figure 10A est une vue en coupe transversale d'un joint homocinétique utilisé dans un système de direction ; et
- la figure 10B est une vue en coupe suivant la ligne B-B de la figure 10A.

**DESCRIPTION DETAILLEE DES MODES DE REALISATION PREFERENTIELS**

10 La figure 1 représente, comme exemple d'arbre de transmission de puissance, un tronçon soudé sous pression 1 pour un joint homocinétique utilisé comme arbre de propulsion ou comme arbre d'entraînement d'une automobile. Le tronçon 1 est réalisé en acier au graphite et comporte une partie dentée 2 (cannelures ou analogue) formée à une extrémité de celui-ci dans le but de transmettre un couple. Un élément intérieur (chemin de roulement intérieur) du joint homocinétique est fixé sur la partie dentée 2. Le tronçon 1 comporte une collerette 3 formée à l'autre extrémité dans le but de souder sous pression à celle-ci un tuyau en acier.

20 On utilise de l'acier au graphite contenant des grains de graphite de diamètres se situant dans la limite de 15  $\mu\text{m}$ . Ce type d'acier au graphite peut être fabriqué par exemple par un procédé décrit dans la Demande de Brevet Japonaise Publiée No. Hei 8-283847. Ainsi, un matériau laminé à chaud est refroidi par de l'eau à une température de départ de refroidissement de  $A_{r1}$  ou plus, et à une température de fin de refroidissement de  $M_s$  ou moins, avec un taux de refroidissement moyen se situant dans une plage de 30 à 100°C/s. Ensuite, après avoir été refroidi à l'air, le matériau est graphitisé à une température comprise entre 600 et 720°C, puis soumis à un processus de tréfilage, d'étirage ou d'extrusion, avec un rapport de réduction de 30 % ou plus, pour former ainsi une tige d'acier.

35 Dans le processus décrit ci-dessus, la température de départ de refroidissement mesurée sur la surface de la tige d'acier doit être de  $A_{r1}$  ou plus, pour qu'apparaissent simultanément une contrainte de transforma-



tion de martensite et une contrainte de laminage, et pour que du graphite se forme en un plus grand nombre de sites. La température de fin de refroidissement doit se situer dans la limite de  $M_s$  pour obtenir une structure de transformation de martensite et pour que la graphitisation se produise facilement. La limite inférieure du taux de refroidissement moyen est réglée à  $30^\circ\text{C/s}$  dans le but d'obtenir une structure de transformation de martensite, et de faciliter la graphitisation en maintenant la présence d'une contrainte de travail.

5 La limite supérieure du taux de refroidissement moyen est réglée à  $100^\circ\text{C/s}$  car un taux de refroidissement supérieur à celui-ci n'augmente pas la transformation de martensite. La température de recuit est réglée dans une plage de  $600$  à  $720^\circ\text{C}$  car la graphitisation prend le minimum de temps dans

10 cette plage de températures.

Le processus de tréfilage est effectué après la graphitisation dans le but, en plus d'assurer la rondeur de la tige d'acier et une résistance prédéterminée, de décomposer le graphite et de diminuer la taille des vides générés pendant les processus de durcissement et de recuit effectués après le forgeage à froid, en améliorant ainsi la ténacité.

20 En particulier, dans le forgeage à froid, on génère une partie non transformée qu'on appelle métal mort. Dans la partie non transformée, le graphite n'est pas décomposé et la taille des vides générés pendant les processus de durcissement et de recuit effectués après le forgeage à froid, est grande, ce qui conduit à une mauvaise ténacité. Par suite, il est nécessaire de décomposer le graphite par le processus de tréfilage avant le forgeage à froid. A ce moment, lorsque le rapport de

25 réduction est inférieur à  $30\%$ , comme le graphite ne peut être complètement décomposé, la taille des vides générés pendant les processus de durcissement et de recuit mis en œuvre après le forgeage à froid, est grande de sorte que la ténacité ne peut être améliorée.

35 La tige d'acier au graphite ainsi obtenue est mise sous la forme d'un tronçon tel que décrit ci-dessus, par forgeage à froid et autres processus, puis soumise à un durcissement par induction. Le durcissement par induction est

appliqué à la zone A qui comprend la partie cannelée 2 et va jusqu'à la collerette 3. Le durcissement par induction augmente jusqu'à 50 HRC ou plus la dureté de surface dans la zone A du tronçon 1. L'effet de la chaleur générée par ce durcissement par induction est prévu pour atteindre le noyau, en générant ainsi une structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans le noyau. Alors que le durcissement est de préférence appliqué deux fois pour que le noyau soit traité thermiquement, la structure à 2 phases peut également être formée dans le noyau par un seul processus de durcissement, par exemple en chauffant au moyen d'une alimentation de puissance de fréquence plus basse, en chauffant sur une période de temps plus longue dans le cas de la haute fréquence, ou en prenant un temps plus long (temps de retard) après la fin du chauffage venant avant le refroidissement.

Lorsque le chauffage par induction est terminé, la pièce est soumise à un recuit et, suivant les besoins, à un usinage de finition tel qu'un meulage, pour terminer ainsi le tronçon 1.

La présente invention n'est pas limitée au tronçon 1 et peut s'appliquer très largement à des arbres de transmission de puissance qui utilisent des joints homocinétiques, comme par exemple un tronçon soudé ou un arbre (aussi bien creux que plein) relié à un joint homocinétique.

Pour vérifier les effets de la présente invention, on a effectué le test décrit ci-après.

Un arbre de transmission de couple de 170 mm de longueur et de 30 mm de diamètre d'ébauche réalisé en acier au graphite (C : 0,53 %, Si : 1,2 %, Mn : 0,4 %, P : 0,010 %, S : 0,015 %, Al : 0,03 %, B : 0,0018 %, N : 0,0055 %) correspondant au code JIS de S53C, à été muni de clavettes de D.P.=32/64 et d'un certain nombre de dents N=30 aux deux extrémités, dans un but d'assemblage. Cet arbre a été usiné pour avoir une encoche étagée de 20 mm de diamètre présentant un facteur de concentration de contrainte  $\alpha = 1,33$  au milieu de l'arbre, puis soumis à un durcissement par induction. A titre de comparaison, un arbre de la même configuration, réalisé en acier au carbone S53C (C : 0,53 %, Si : 0,25 %,

Mn :0,75 %, P :0,015 %, S :0,017 %, Al :0,025 %, Cr :0,10 %) a été soumis à un durcissement par un procédé analogue à celui décrit ci-dessus. Les deux échantillons ont été soumis à un traitement thermique pour obtenir une dureté de surface de 58 à 62 HRC et une profondeur d'enveloppe effective de 2,5 mm. La dureté du noyau de l'arbre a été réglée à environ 25 HRC dans le cas de l'acier au graphite et à 18 HRC dans le cas de l'acier au carbone. Le noyau était réalisé dans une structure métallique contenant de la ferrite et de la martensite dans le cas de l'acier au graphite ayant une composition équivalente au S53C, et dans une structure métallique contenant de la ferrite et de la perlite dans le cas de l'acier au carbone S53C.

Un test de résistance à la torsion a été effectué sur ces échantillons. Aussi bien l'acier au graphite que l'acier au carbone présentaient des résistances comparables dans un test de torsion statique, alors que l'acier au graphite présentait une résistance supérieure de plus de 5 % à celle de l'acier au carbone dans un test de torsion répétitif à double direction.

Une expérience comparative a été effectuée sur des pièces de test réalisées en acier au graphite correspondant au code JIS de S45C (C :0,45 %, Si :1,41 %, Mn :0,31 %, P :0,015 %, S :0,010 %, Al :0,027 %, B :0,0014 %, N :0,005 %), et en acier au carbone S45C (C :0,45 %, Si :0,20 %, Mn :0,9 % ; P :0,016 %, S :0,015 %, Al :0,025 %, Cr :0,10 %), les deux étant réalisés dans la même configuration. Alors que les pièces de test étaient durcies par chauffage par induction de la même manière que pour le test précédemment décrit, le traitement thermique était effectué pour obtenir une dureté de surface de 56 à 61 HRC, et une profondeur d'enveloppe effective de 4,0 mm. La dureté du noyau de l'arbre était réglée à environ 28HRC dans le cas de l'acier au graphite, et à 12HRC dans le cas de l'acier au carbone. Le noyau était réalisé pour avoir une structure métallique contenant de la ferrite et de la martensite dans le cas de l'acier au graphite présentant une composition équivalente au S45C, et une structure métallique contenant de la

ferrite et de la perlite dans le cas de l'acier au carbone S45C.

Le test de résistance à la torsion était effectué sur ces échantillons. Aussi bien l'acier au graphite que l'acier au carbone présentaient des résistances comparables dans un test de torsion statique, alors que l'acier au graphite présentait une résistance supérieure de plus de 12 % à celle de l'acier au carbone dans un test de torsion répétitif à double direction, et en particulier une résistance supérieure de 15 à 20 % dans une zone de faibles charges (cycle de fatigue élevé).

Une pièce de test réalisée en acier au graphite correspondant au S45C dans la même configuration, était soumise à un traitement thermique deux fois pour obtenir une dureté de surface de 56 à 61HRC, et une profondeur d'enveloppe effective de 4,0 mm. La dureté du noyau était réglée à environ 28HRC et avait une structure métallique contenant de la ferrite et de la martensite. Une variation de la dureté de surface était réglée à 200Hv ou moins en termes de dureté Vickers.

Un test de résistance à la torsion était effectué sur cet échantillon. L'échantillon présentait une résistance supérieure de 10 % à celle de l'acier au graphite soumis à un seul traitement thermique, dans un test de torsion statique. Dans un test de torsion répétitif à double direction, cet échantillon présentait une résistance supérieure de plus de 12 % à celle de l'acier au carbone, de la même manière que pour l'acier au graphite soumis à un seul traitement thermique, et en particulier une résistance supérieure de 15 à 20 % dans une zone de faibles charges (cycle de fatigue élevé).

Une mesure de la résistance à la compression de surface et un test de fatigue en torsion répétitif à double direction (cycle de fatigue élevé) étaient effectués sur l'acier au graphite correspondant au S45C, sur une pièce de test réalisé dans cet acier au graphite ayant été durci par un réfrigérant constitué d'eau contenant 15 % d'un agent de refroidissement soluble dans l'eau, et sur une pièce de test soumise à un martelage après le durcissement par induction.

L'acier au graphite correspondant au S45C présentait une contrainte de compression de surface de  $50 \text{ kgf/mm}^2$ , la pièce de test durcie à l'eau présentait une contrainte de  $65 \text{ kgf/mm}^2$ , et la pièce de test martelée présentait une contrainte de  $97 \text{ kgf/mm}^2$ . La résistance présentée dans le test de fatigue en torsion à double direction était supérieure de 9 % à celle de la pièce de test durcie à l'eau, et supérieure de 20 % à celle de la pièce de test martelée, comparativement à l'acier au graphite correspondant au S45C.

La figure 2 et la figure 3 représentant un joint homocinétique à double décalage. Le joint homocinétique comprend un élément extérieur 1 comportant un certain nombre (par exemple six) de rainures de guidage droites 1b formées dans la direction axiale sur une circonférence intérieure cylindrique 1a, un élément intérieur 2 comportant un certain nombre (par exemple six) de rainures de guidage droites 2b formées dans la direction axiale sur une circonférence extérieure sphérique 2a, un certain nombre (par exemple six) de billes de transmission de couple 3 disposées dans des pistes de billes formées à partir des rainures de guidage 1b de l'élément extérieur 1 et des rainures de guidage 2b de l'élément intérieur 2, et une cage 4 maintenant les billes de transmission de couple 3. La cage 4 est un corps en forme d'anneau comprenant une circonférence extérieure 4a de forme sphérique qui est guidée par la circonférence intérieure 1a de l'élément extérieur 1 tout en étant en contact avec celui-ci, une circonférence intérieure 4b de forme sphérique qui est guidée par la circonférence extérieure 2a de l'élément intérieur 2 tout en étant en contact avec celui-ci, et un certain nombre (par exemple six) d'évidements 4c qui logent les billes de transmission de couple 3. Le centre de la sphère de la circonférence extérieure 4a et le centre de la sphère de la circonférence intérieure 4b sont décalés de la même distance dans la direction axiale, des deux côtés opposés du centre de l'évidement 4c.

Lorsque le joint transmet un couple de rotation avec un angle de fonctionnement  $\theta$ , la cage 4 tourne vers la position de la bille de transmission de couple 3 qui se dé-

place sur la piste de billes suivant l'inclinaison de l'élément intérieur 2, et maintient les billes de transmission de couple 3 dans le plan bissecteur ( $\theta/2$ ) de l'angle de fonctionnement  $\theta$ . Ainsi, le joint peut maintenir une vitesse  
5 de rotation constante. Lorsque l'élément extérieur 1 et l'élément intérieur 2 effectuent un mouvement relatif dans la direction axiale, un glissement se produit entre la circonférence extérieure 4a de la cage 4 et la circonférence intérieure 1a de l'élément extérieur 1, ce qui permet d'obtenir  
10 un mouvement doux dans la direction axiale (plongeante).

La cage 4 est réalisée en acier au graphite et en particulier en acier au graphite contenant des grains de graphite de diamètres se situant dans les limites de 15  $\mu\text{m}$ . Un  
15 acier au graphite ayant une taille de grains de graphite dans la limite de 15  $\mu\text{m}$  peut être fabriqué par le procédé décrit par exemple dans la Demande de Brevet Japonaise Publiée No.Hei 8-283 847 de la même manière que pour le cas précédemment décrit.

La tige réalisée en acier au graphite est formée  
20 par forgeage pour prendre la forme de l'élément extérieur 1 représenté à la figure 2 et à la figure 3. La température de forgeage est réglée à la température de transformation  $A_1$  (approximativement 730°C) ou au-dessous, de manière à empêcher la cémentite de précipiter dans la structure de l'acier  
25 au graphite. Cela produit le maintien de l'état à 2 phases de ferrite et de graphite dans la peau forgée (par exemple le fond 1c1 de l'embouchure 1c) qui reste dans l'élément extérieur.

Un durcissement par induction est appliqué à  
30 l'acier au graphite ayant été forgé pour prendre la forme prédéterminée. L'effet de la chaleur générée par ce durcissement par induction est amené à atteindre non seulement le noyau de l'élément extérieur 1, et plus précisément le noyau de l'embouchure cylindrique 1c, mais encore le noyau de  
35 l'arbre 1d, en générant ainsi une structure à deux phases de ferrite et de martensite dans ces noyaux. Alors que le durcissement est de préférence appliqué deux fois pour traiter thermiquement le noyau, la structure à 2 phases peut égale-

ment être formée dans le noyau par un seul processus de durcissement, par exemple en chauffant au moyen d'une alimentation de puissance de fréquence plus basse, en chauffant sur une période de temps plus longue dans le cas de la fréquence élevée, ou en prenant un temps plus long (temps de retard) après la fin du chauffage venant avant le refroidissement. Grâce à ce processus de durcissement, le noyau de la partie cannelée 1d1 est durci jusqu'à environ 25 à 45HRC.

Lorsque le durcissement par induction est terminé, la pièce est soumise à un recuit et, suivant les besoins, un usinage de finition tel qu'un meulage est appliqué à la circonférence intérieure 1a et à la rainure de guidage 1b pour assurer la précision, ce qui termine l'élément extérieur 1.

Comme décrit ci-dessus, lorsqu'on utilise l'acier au graphite comme matériau pour fabriquer l'élément extérieur 1, la facilité d'usinage au forgeage, aussi bien dans un processus à froid que dans un processus à chaud, peut être améliorée du fait de la ductilité élevée. De même, comme le matériau peut être forgé avec une précision élevée, la tolérance d'extraction par meulage pour le processus de meulage ultérieur peut être diminuée, ce qui conduit à une réduction de la durée du cycle et du travail nécessaire pour jeter les copeaux. De plus, on peut supprimer le processus de meulage pour la circonférence intérieure 1a ou pour la rainure de guidage 1b ou même, dans certains cas, les supprimer tous les deux. Cela réduit notablement le coût de fabrication par simplification des processus. Comme l'acier au graphite contient du graphite qui est un élément de coupe libre et peut bien se couper, la précision d'usinage au tour peut être améliorée et le coût de meulage peut être réduit. En outre, l'effet de la chaleur produite par le durcissement par induction non seulement durcit la couche de surface mais encore atteint le noyau pour former une structure à deux phases de ferrite et de martensite dans le noyau. En conséquence, la contrainte de compression résiduelle reste sur la surface, ce qui donne une ténacité plus élevée et une résistance élevée contre la fatigue.

La présente invention n'est pas limitée au joint homocinétique de type à double décalage décrit ci-dessus, et peut s'appliquer très largement à des joints homocinétiques tels que le joint homocinétique de type Rzeppa (joint à 5 billes fixes) et le joint homocinétique de type tripode. A titre d'exemple, on décrira brièvement ci-après la structure d'un joint homocinétique.

La figure 4A et la figure 4B représentent le joint homocinétique de type Rzeppa. Ce joint homocinétique 10 comprend un élément extérieur 1 comportant un certain nombre (normalement six) de rainures de guidage courbes 1b formées dans la direction axiale sur une circonférence intérieure sphérique 1a, un élément intérieur 2 comportant un certain nombre (normalement six) de rainures de guidage courbes 2b 15 formées dans la direction axiale sur une circonférence extérieure sphérique 2a, un certain nombre (normalement six) de billes de transmission de couple 3 disposées dans des pistes de billes formées par les rainures de guidage 1b de l'élément extérieur 1 et par les rainures de guidage 2b de l'élément 20 intérieur 2, ainsi qu'une cage 4 qui maintient les billes de transmission de couple 3.

Le centre A des rainures de guidage 1b de l'élément extérieur 1 et le centre B des rainures de guidage 2b de l'élément intérieur 2 sont décalés de la même distance 25 dans la direction axiale, des deux côtés opposés du plan central du joint qui contient les centres des billes de transmission de couple 3. En conséquence, la piste de billes présente une forme de coin qui est plus large du côté de l'ouverture et se réduit progressivement vers le côté 30 intérieur. Les centres des deux sphères de la circonférence intérieure 1a de l'élément extérieur 1 et de la circonférence extérieure 2a de l'élément intérieur 2, qui constituent la face de guidage de la cage 4, correspondent au plan central O du joint. Lorsque l'élément extérieur 1 et 35 l'élément intérieur 2 effectuent un déplacement angulaire de  $\theta$ , les billes de transmission de couple 3 guidées par la cage 4 sont toujours maintenues dans le plan bissecteur ( $\theta/2$ ) de



l'angle  $\theta$  pour n'importe quel angle  $\theta$ , de sorte qu'on peut maintenir une vitesse de rotation constante du joint.

Dans ce joint homocinétique, l'élément extérieur 1 peut également être soumis à un durcissement par induction de l'acier au graphite, ce qui durcit la surface et génère la structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans le noyau. Les autres aspects de la structure, de la procédure de fabrication, des fonctions et des effets sont analogues à ceux du mode de réalisation représenté à la figure 2 et à la figure 3, de sorte que leur description ne sera pas reprise.

La figure 5 et la figure 6 représentent le joint homocinétique de type tripode. Ce joint homocinétique comprend un élément extérieur 1 comportant trois rainures de piste 6 formées sur la circonférence intérieure, et des surfaces de guidage de galets 6a disposées dans la direction axiale des deux côtés de chaque rainure de piste 6, un élément tripode 7 comportant trois bras 7a s'étendant et faisant saillie radialement, ainsi que des galets 9 montés en rotation par l'intermédiaire d'un certain nombre d'éléments de roulement, tels que par exemple des rouleaux à aiguilles 8, sur les trois bras 7a de l'élément tripode 7. Les galets 9 s'adaptent respectivement sur les surfaces de guidage de galets 6a situées des deux côtés de la rainure de piste 6. Lorsque les galets 9 se déplacent en roulant sur les surfaces de guidage de galets 6a tout en tournant autour de l'axe des bras 7a, le déplacement axial relatif et le déplacement angulaire entre l'élément extérieur 1 et l'élément tripode 7, sont guidés doucement. En même temps, lorsque l'élément extérieur 1 et l'élément tripode 7 transmettent le couple de rotation tout en prenant l'angle de fonctionnement prédéterminé, le déplacement axial de chaque bras 7a par rapport à la surface de guidage de galets 6a du fait du changement de phase de rotation à ce moment, peut être guidé doucement.

Dans ce joint homocinétique, l'élément extérieur 1 peut également être soumis à un durcissement par induction de l'acier au graphite, pour durcir ainsi la surface et générer la structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans

le noyau. D'autres aspects de la structure de la procédure de fabrication, des fonctions et des effets, sont analogues à ceux du mode de réalisation représenté à la figure 2 et à la figure 3, de sorte que leur description ne sera pas reprise.

5 Certains des joints homocinétiques de type tri-pode ont une configuration telle que les galets 9 sont constitués de deux types de galets, à savoir des galets intérieurs et des galets extérieurs, de manière à réduire la poussée induite, et l'on utilise un mécanisme d'inclinaison  
10 tel qu'il permette une inclinaison entre les galets extérieurs et le bras 7a. La présente invention peut également s'appliquer à ce type de joint homocinétique.

Pour déterminer le type de graisse qui convient au joint homocinétique de la présente invention, on a mesuré  
15 l'usure de surface avec divers types de graisses, au moyen du testeur d'usure de frottement de type SAVIN.

L'usure (durabilité) a été évaluée en termes de quantité d'usure de la rainure de guidage 1b de l'élément extérieur 1 du joint à billes fixe. L'élément extérieur a été  
20 fabriqué en appliquant un forgeage à froid à de l'acier au graphite (C : 0,59 %, Si : 0,8 %, Mn : 0,4 %, P : 0,020 %, S : 0,013 %, B : 0,0015 %, N : 0,0030 %, Al : 0,015 %), en lui appliquant un durcissement par induction puis en meulant la rainure de guidage. La quantité d'usure de la rainure de guidage a été mesurée après avoir fait fonctionner le joint ho-  
25 mocinétique ci-dessus à une vitesse de rotation de 230 tours/minute sous un couple de charge de 834 N.m (85 kgf.m) avec un angle de fonctionnement  $\theta = 6^\circ$ , pendant 50 heures. Le coefficient de frottement  $\mu$  de la graisse a été mesuré après avoir fait fonctionner le testeur d'usure de  
30 frottement de type SAVIN à une vitesse périphérique de 108 m/min, sous une charge de 12,7N (1,3kgf) pendant 10 minutes.

Les résultats du test sont indiqués à la figure  
35 7. Dans cette figure, O indique une petite quantité d'usure et  $\Delta$  indique une grande quantité d'usure.

La figure 7 montre qu'une graisse contenant un épaississeur de type Urée, en particulier une graisse présen-

tant une valeur de  $\mu$  ne dépassant pas 0,070, est efficace pour améliorer la résistance à l'usure.

Comme représenté dans le dessin agrandi de la figure 8, la cage 4 du joint homocinétique de type à double décalage représenté à la figure 2, est un corps en forme d'anneau comprenant la circonférence extérieure 4a de forme sphérique qui est guidée par la circonférence intérieure la de l'élément extérieur 1 tout en faisant contact avec celle-ci, la circonférence intérieure 4b de forme sphérique qui est guidée par la circonférence extérieure 2a de l'élément intérieur 2 tout en faisant contact avec celle-ci, et un certain nombre (par exemple six) d'évidements 4c qui logent les billes de transmission de couple 3. Des deux côtés de chaque évidement 4c, dans la direction circonférentielle, on prévoit des parties de piliers 4d et une entrée 4e d'un côté, dans la direction axiale, pour incorporer l'élément intérieur 2. Le centre de la sphère de la circonférence extérieure 4a et le centre de la sphère de la circonférence intérieure 4b sont décalés de la même distance dans la direction axiale, par rapport aux côtés opposés du centre de l'évidement 4c.

La cage 4 est réalisée en acier au graphite, en particulier un acier présentant une taille de grains de graphite se situant dans la limite de 15  $\mu\text{m}$ . Un acier au graphite présentant une taille de grains de graphite se situant dans la limite de 15  $\mu\text{m}$  peut être fabriqué par le procédé décrit par exemple dans la Demande de Brevet Japonaise Publiée No.Hei 8-283847, de la même manière que celle précédemment décrite.

Cette tige d'acier réalisée en acier au graphite est soumise à un usinage de finition, après avoir mis en forme la cage représentée à la figure 8, par un forgeage à froid ou analogue, en appliquant un traitement de trempe austénitique comme traitement thermique et, suivant les besoins, une opération d'usinage telle que par exemple un meulage de la circonférence extérieure 4a et de la circonférence intérieure 4b, pour assurer la précision. Les conditions du traitement de trempe austénitique peuvent être celles d'un chauffage à 880° pendant 1,5 heure dans un four, suivi d'un

maintien à une température de 305°C pendant deux heures dans un four à bain de sel. Lorsque l'acier est traité dans ces conditions, on obtient une structure de bainite inférieure.

Lorsqu'on utilise l'acier au graphite comme matériau pour fabriquer la cage 4, la facilité d'usinage au forgeage, aussi bien dans un traitement à froid que dans un traitement à chaud, peut être améliorée du fait de la ductilité élevée. De même, comme le traitement de trempe austénitique utilisé à la place de la carburation conventionnelle conduit à une moins grande déformation thermique produite par le traitement thermique, on peut supprimer un meulage ou autre opération d'usinage servant à obtenir la précision requise après le traitement thermique. Par exemple, on peut supprimer le meulage des surfaces d'évidement 4c1 situées des deux côtés de l'évidement 4c dans la direction axiale, après le traitement thermique, tandis qu'une moins grande déformation thermique est produite du fait du traitement thermique, en conduisant ainsi à un taux de rejet inférieur à celui du processus conventionnel. Le meulage de la circonférence extérieure 4a et de la circonférence intérieure 4b après le traitement thermique peut être limité aux zones dans lesquelles ces composants font contact avec l'élément extérieur 1 et l'élément intérieur 2 ou même, dans certains cas, peut être complètement supprimé. De plus, comme la structure de l'acier au graphite est transformée en bainite par le traitement de trempe austénitique, on peut obtenir un matériau extrêmement dur présentant une meilleure durabilité. La dureté du noyau après le traitement de trempe austénitique se situe de préférence dans une plage de 50HRC à 60HRC, ce qui assure une résistance à l'usure et une ténacité satisfaisantes.

Il est préférable de former une couche nitrurée ou un film de FeS (sulfure) sur la surface. La formation de la couche nitrurée contribue à améliorer la résistance à l'usure, et celle du film de FeS améliore la lubrification. Un film de FeS peut également être formé sur une couche nitrurée. Bien que la formation de la couche nitrurée rende la surface moins conformable à une partie correspondante, du fait de l'augmentation de la dureté de surface entravant ain-

si la lubrification, la formation d'une couche de sulfure telle qu'un film de  $\text{FeS}$  sur la couche nitrurée rétablit une bonne lubrification.

Lorsqu'une moins grande teneur en carbone (voisine de 0,45 %) est incluse dans l'acier au graphite, la température du traitement de trempe austénitique doit être abaissée, bien que cela puisse produire des variations de la dureté de surface après le traitement thermique. Dans ce cas, un traitement de carburation (microcarburation) peut être appliqué à l'acier au graphite pour former une couche microcarburrée sur la couche de surface avant l'application du traitement de trempe austénitique. La carburation augmente la teneur en carbone de la couche de surface, de sorte que la température du bain chaud pendant le traitement de trempe austénitique peut être augmentée, ce qui permet d'obtenir une dureté de surface uniforme.

Bien que la cage 4 soit prise comme exemple dans la description ci-dessus, l'élément intérieur 2 peut également être fabriqué par une procédure analogue. Ainsi, après que l'élément intérieur 2 réalisé en acier au graphite ait été forgé pour prendre sa forme, on applique un traitement de trempe austénitique pour former une structure de bainite. Dans ce cas, un traitement (carburation, etc) appliqué avant le traitement de trempe austénitique et les processus venant après la trempe austénitique (comme par exemple un meulage et la formation d'une couche nitrurée ou de sulfure) peuvent être effectués de la même manière que dans le cas de la cage 4.

Dans le joint homocinétique de type Rzeppa représenté à la figure 4A et à la figure 4B, l'élément intérieur 2 et la cage 4 peuvent également être réalisés en acier au graphite ayant subi une trempe austénitique. Un traitement (carburation, etc) avant le traitement de trempe austénitique et des processus venant après la trempe austénitique (comme par exemple un meulage et la formation d'une couche nitrurée ou de sulfure) peuvent également être effectués suivant les besoins.

Dans le joint homocinétique de type tripode représenté à la figure 5 et à la figure 6, l'élément tripode peut également être réalisé en acier au graphite ayant subi une trempe austénitique. Le traitement (carburation, etc) avant le traitement de trempe austénitique et les processus après la trempe austénitique (tels qu'un meulage et la formation d'une couche nitrurée ou de sulfure) peuvent également être effectués suivant les besoins. Certains des joints homocinétiques de type tripode ont une configuration telle que les galets 9 sont constitués de deux types de galets, à savoir des galets intérieurs et des galets extérieurs, dans le but de réduire la poussée induite, tandis qu'un mécanisme d'inclinaison est prévu pour permettre une inclinaison entre les galets extérieurs et le bras 7a. La présente invention peut également s'appliquer à ce type de joint homocinétique.

La figure 10A et la figure 10B représentent un joint homocinétique de type fixe, de préférence pour des applications dans lesquelles un jeu de rotation est indésirable, comme par exemple dans un système de direction d'une automobile. La présente invention peut également s'appliquer à ce type de joint homocinétique.

Ce joint homocinétique comprend un élément extérieur 1 comportant par exemple trois rainures de guidage courbes 1b formées dans la direction axiale sur une circonférence intérieure sphérique 1a, un élément intérieur 2 comportant par exemple trois rainures de guidage courbes 2b formées dans la direction axiale sur une circonférence extérieure sphérique 2a, des billes de transmission de couple 3 (au nombre de trois par exemple) disposées dans la piste de billes formée à partir des rainures de guidage 1b de l'élément extérieur 1 et des rainures de guidage 2b de l'élément intérieur 2, une cage 4 qui maintient les billes de transmission de couple 3, et un moyen élastique 5 interposé entre la circonférence extérieure 2a de l'élément intérieur 2 et la circonférence intérieure 4a de la cage 4.

L'élément extérieur 1 présente une forme de coupelle ouverte à l'une de ses extrémités, et comporte, à son autre extrémité, un arbre non représenté réalisé d'un seul

tenant avec celui-ci ou sous la forme d'un arbre séparé soudé à celui-ci par des moyens appropriés. Le centre A de la rainure de guidage 1b est décalé d'une distance prédéterminée dans la direction axiale, par rapport au centre de courbure O de la circonférence intérieure sphérique 1a (vers l'intérieur du joint dans le présent mode de réalisation). L'élément intérieur 2 et la partie d'arbre 2c sont formés d'un seul tenant l'un avec l'autre. Cette configuration est utilisée en considération de la réduction du nombre de pièces et du temps de main d'œuvre nécessaire pour le montage. Le centre B de la rainure de guidage 2b est décalé d'une distance prédéterminée dans la direction axiale, par rapport au centre de courbure O de la circonférence extérieure sphérique 2a (vers l'ouverture du joint dans le présent mode de réalisation). La grandeur du décalage de la rainure de guidage 2b est la même que la grandeur du décalage de la rainure de guidage 1b de l'élément extérieur 1, bien que les sens des décalages soient opposés (vers l'intérieur pour la rainure de guidage 1b et vers l'ouverture pour la rainure de guidage 2b). La cage 4 comporte trois évidements en forme de fenêtres, 4b qui logent les billes de transmission de couple 3. La circonférence intérieure 4a de la cage 4 a une forme cylindrique dans une zone située du côté de l'ouverture, et une forme conique dans une zone intérieure. La forme de la zone intérieure peut également être sphérique ou cylindrique. La circonférence extérieure 4c de la cage 4 est sphérique (centre de courbure O).

Dans ce joint homocinétique, le centre A de la rainure de guidage 1b de l'élément extérieur 1 et le centre B de la rainure de guidage 2b de l'élément intérieur 2, sont décalés de la même distance dans la direction axiale, par rapport aux côtés opposés du plan central O du joint qui comprend les centres des billes 3. Par suite, la piste de billes formée par la rainure de guidage 1b et la rainure de guidage 2b présente une forme de coin qui est plus large vers l'intérieur et diminue progressivement vers l'ouverture (bien qu'elle puisse au contraire être progressivement réduite vers l'intérieur). Comme la circonférence extérieure 2a de l'élément intérieur 2 est poussée par la force élastique du

moyen élastique 5 vers le côté opposé (vers l'intérieur) de la direction de décalage (côté d'ouverture) du centre B de la rainure de guidage 2b, les billes de transmission de couple 3 sont pressées vers la partie réduite de la piste de billes, de sorte que le jeu entre les billes de transmission de couple 3 et les rainures de guidage 1b, 2b des éléments intérieur et extérieur 1, 2, diminue. Par suite, les billes de transmission de couple 3 reçoivent une pression prédéterminée dans la direction axiale, ce qui supprime le jeu de rotation (jeu dans la direction circonférentielle).

Dans ce joint homocinétique, son élément extérieur 1 et son élément intérieur 2 peuvent également être réalisés en acier au graphite ayant été soumis à une trempe austénitique. Le traitement (carburation, etc) avant le traitement de trempe austénitique et dans les processus venant après la trempe austénitique (tels qu'un meulage et la formation d'une couche nitrurée ou de sulfure), peuvent également être effectués suivant les besoins, de la même manière que dans le cas précédemment décrit.

Pour déterminer le type de graisse qui convient pour le joint homocinétique de la présente invention, on a mesuré l'usure de surface avec divers types de graisse, au moyen du testeur d'usure de frottement de type SAVIN, en conformité avec la norme JIS.

L'usure a été évaluée en termes de quantité d'usure de la surface de piste du chemin de roulement intérieur (élément intérieur) du joint homocinétique de type à double décalage. Le chemin de roulement intérieur a été fabriqué en appliquant un forgeage à froid à de l'acier au graphite (C : 0,59 %, Si : 0,8 %, Mn : 0,3 %, P : 0,020 %, S : 0,013 %, B : 0,0015 %, N : 0,0030 %, Al : 0,015 %), et en appliquant une opération d'usinage suivie d'un traitement de trempe austénitique puis d'un meulage de la surface sphérique extérieure. La dureté de surface a été réglée à 55HRC. La quantité d'usure de la surface de piste a été mesurée après avoir fait fonctionner le joint homocinétique à une vitesse de rotation de 1700 tours/minute sous un couple de charge de 206 N.m (21 kgf.m) avec un angle de fonctionnement  $\theta = 6^\circ$ .



pendant 600 heures. Le coefficient de frottement  $\mu$  de la graisse a été mesuré après avoir fait fonctionner le testeur d'usure de frottement à une vitesse périphérique de 108 m/min sous une charge de 12,7 N (1,3 kgf) pendant 10 minutes.

5 Les résultats du test sont indiqués dans la figure 9. Dans cette figure, 0 indique une petite quantité d'usure et  $\Delta$  indique une grande quantité d'usure.

10 La figure 9 montre qu'une graisse contenant un épaisseur de type Urée, en particulier une graisse ayant une valeur de  $\mu$  ne dépassant pas 0,070 est efficace pour réduire l'usure et améliorer la résistance à l'usure.

R E V E N D I C A T I O N S

1°) Arbre de transmission de puissance utilisant un joint homocinétique,

caractérisé en ce que

- 5 sa couche de surface est durcie en appliquant un durcissement par induction à de l'acier au graphite, et en formant une structure à 2 phases de ferrite et de martensite dans le noyau.

- 10 2°) Arbre de transmission de puissance selon la revendication 1,

caractérisé en ce que

- l'acier au graphite contient, en poids, 0,35 à 0,70 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,3 à 1,5 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 15 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008 % de N, comme composants de base, le reste étant constitué de Fe et d'impuretés inévitables.

- 20 3°) Arbre de transmission de puissance selon la revendication 2,

caractérisé en ce que

l'acier au graphite contient 0,3 à 1,0 % en poids de Ni et/ou 0,2 % en poids ou moins de Mo ajouté à celui-ci.

- 25 4°) Arbre de transmission de puissance selon la revendication 1,

caractérisé en ce que

la différence entre la valeur maximum et la valeur minimum de sa dureté de surface est réglée à 200Hv ou moins.

30

- 5°) Arbre de transmission de puissance selon la revendication 1,

caractérisé en ce que

- la dureté de son noyau est réglée dans une plage allant de 25 35 à 45HRC.

- 6°) Arbre de transmission de puissance selon la revendication 1,

caractérisé en ce que  
la contrainte de compression résiduelle dans sa surface est  
réglée à  $60 \text{ kgf/mm}^2$  ou plus.

- 5 7°) Arbre de transmission de puissance selon la revendica-  
tion 1,  
caractérisé en ce que  
la contrainte de compression résiduelle dans sa surface est  
réalisée, par martelage, pour ne pas descendre au-dessous de  
10  $90 \text{ kgf/mm}^2$ .

- 8°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur (1)  
comportant un certain nombre de rainures de guidage (1b) for-  
mées sur sa circonférence intérieure (1a), un élément inté-  
15 rieur (2) comportant un certain nombre de rainures de guidage  
(2b) formées sur sa circonférence extérieure (2a), des billes  
de transmission de couple (3) disposées dans un certain nom-  
bre de pistes de billes formées à partir des rainures de gui-  
dage (1b) de l'élément extérieur (1) et des rainures de  
20 guidage (2b) de l'élément intérieur (2), et une cage (4) pour  
maintenir les billes de transmission de couple (3),  
caractérisé en ce que  
l'élément extérieur (1) est durci dans sa couche de surface  
en appliquant un durcissement par induction à de l'acier au  
25 graphite, et en formant une structure à deux phases de fer-  
rite et de martensite dans son noyau.

- 9°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur (1)  
comportant trois rainures de piste (6) formées sur sa circon-  
30 férence intérieure, et des surfaces de guidage de galets (6a)  
disposées dans la direction axiale des deux côtés de chaque  
rainure de piste (6), un élément tripode (7) comportant trois  
bras (7a) s'étendant en faisant saillie radialement, et des  
galets (9) montés en rotation par l'intermédiaire d'un cer-  
35 tain nombre d'éléments de roulement (8) sur les trois bras  
(7a) de l'élément tripode (7), les galets (9) étant guidés  
dans la direction axiale de l'élément extérieur (1) par les

surfaces de guidage de galets (6a) disposées dans la direction axiale des deux côtés de la rainure de piste (6), caractérisé en ce que

5 l'élément extérieur (1) est durci dans sa couche de surface en appliquant un durcissement par induction à de l'acier au graphite, et une structure à deux phases de ferrite et de martensite est formée dans son noyau.

10°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
10 caractérisé en ce que  
l'acier au graphite contient, en poids, 0,5 à 0,70 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,4 à 1,5 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008 % de N, comme composants de base, le reste  
15 étant constitué de Fe et d'impuretés inévitables.

11°) Joint homocinétique selon la revendication 10,  
caractérisé en ce que  
l'acier au graphite contient 0,3 à 1,0 % en poids de Ni et/ou  
20 0,2 % en poids ou moins de Mo ajouté à celui-ci.

12°) Joint homocinétique selon la revendication 10,  
caractérisé en ce que  
la taille des grains de graphite de l'acier au graphite est  
25 réglée à 15  $\mu\text{m}$  ou moins.

13°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
caractérisé en ce que  
l'élément extérieur (1) est formé par forgeage.

30 14°) Joint homocinétique selon la revendication 13,  
caractérisé en ce que  
la structure à 2 phases de ferrite et de graphite est maintenue dans la peau forgée qui reste sur l'élément extérieur.

35 15°) Joint homocinétique selon la revendication 12,  
caractérisé en ce que

la différence entre la valeur maximum et la valeur minimum de sa dureté de surface est réglée à 200Hv ou moins.

16°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
5 caractérisé en ce que  
la dureté de son noyau est réglée dans une plage allant de 25 à 45HRC.

17°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
10 caractérisé en ce que  
la contrainte de compression résiduelle dans sa surface est réglée à 50 kgf/mm<sup>2</sup> ou plus.

18°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
15 caractérisé en ce que  
la contrainte de compression résiduelle dans sa surface est réalisée, par martelage, de manière à ne pas descendre au-dessous de 80 kgf/mm<sup>2</sup>.

20 19°) Joint homocinétique selon la revendication 8 ou 9,  
caractérisé en ce qu'  
on utilise une graisse présentant un coefficient de frottement  $\mu$  de 0,07 ou moins.

25 20°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur (1) comportant un certain nombre de rainures de guidage (1b) formées sur sa circonférence intérieure (1a), un élément intérieur (2) comportant un certain nombre de rainures de guidage (2b) formées sur sa circonférence extérieure (2a), des billes  
30 de transmission de couple (3) disposées dans un certain nombre de pistes de billes formées à partir des rainures de guidage (1b) de l'élément extérieur (1) et des rainures de guidage (2b) de l'élément intérieur (2), et une cage (4) pour maintenir les billes de transmission de couple (3),  
35 caractérisé en ce que  
la cage (4) est réalisée en acier au graphite ayant été soumis à une trempe austénitique.

21°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur (1) comportant un certain nombre de rainures de guidage (1b) formées sur sa circonférence intérieure (1a), un élément intérieur (2) comportant un certain nombre de rainures de guidage (2b) formées sur sa circonférence extérieure (2a), des billes de transmission de couple (3) disposées dans un certain nombre de pistes de billes formées à partir des rainures de guidage (1b) de l'élément extérieur (1) et des rainures de guidage (2b) de l'élément intérieur (2), et une cage (4) pour maintenir les billes de transmission de couple (3), caractérisé en ce que l'élément intérieur (2) est réalisé en acier au graphite ayant été soumis à une trempe austénitique.

22°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur comportant trois rainures de piste (6) formées sur sa circonférence intérieure, et des surfaces de guidage de galets (6a) disposées dans la direction axiale des deux côtés de chaque rainure de piste (6), un élément tripode (7) comportant trois bras (7a) s'étendant et faisant saillie radialement, et des galets (9) montés en rotation par l'intermédiaire d'un certain nombre d'éléments de roulement (8) sur les trois bras (7a) de l'élément tripode (7), les galets (9) étant guidés dans la direction axiale de l'élément extérieur (1) par les surfaces de guidage de galets (6a) situées des deux côtés de la rainure de piste (6), caractérisé en ce que l'élément tripode (7) est réalisé en acier au graphite ayant été soumis à une trempe austénitique.

30

23°) Joint homocinétique comprenant un élément extérieur (1) comportant des rainures de guidage de forme courbe (1b) formées dans la direction axiale sur sa circonférence intérieure sphérique (1a), un élément intérieur (2) comportant des rainures de guidage de forme courbe (2b) formées dans la direction axiale sur sa circonférence extérieure sphérique (2a), des billes de transmission de couple (3) disposées dans des pistes de billes formées à partir des rainures de guidage

(1b) de l'élément extérieur (1) et des rainures de guidage (2b) de l'élément intérieur (2), et une cage (4) pour maintenir les billes de transmission de couple (3), le centre (A) des rainures de guidage (1b) de l'élément extérieur (1) et le centre (B) des rainures de guidage (2b) de l'élément intérieur (2) étant décalés de la même distance dans la direction axiale des deux côtés opposés, par rapport à un plan bissecteur du joint contenant les centres des billes de transmission de couple (3), chaque piste de billes étant progressivement réduite vers l'ouverture ou extrémité intérieure du joint, et les billes de transmission de couple (3) étant pressées élastiquement vers le côté réduit de la piste de billes,

caractérisé en ce que

l'élément extérieur (1) est réalisé en acier au graphite ayant été soumis à une trempe austénitique.

24°) Joint homocinétique selon l'une quelconque des revendications 20 à 23,

caractérisé en ce que

l'acier au graphite contient, en poids, 0,45 à 0,75 % de C, 0,4 à 2,0 % de Si, 0,2 à 1,0 % de Mn, 0,025 % ou moins de S, 0,02 % ou moins de P, 0,01 à 0,1 % de Al, 0,001 à 0,004 % de B et 0,002 à 0,008 % de N, comme composants de base, le reste étant constitué de Fe et d'impuretés inévitables.

25°) Joint homocinétique selon la revendication 24,

caractérisé en ce que

l'acier au graphite contient 0,3 à 1,0 % en poids de Ni et/ou 0,2 % en poids ou moins de Mo ajouté à celui-ci.

26°) Joint homocinétique selon l'une quelconque des revendication 20 à 23,

caractérisé en ce que

la taille des grains de graphite de l'acier au graphite est réglée à 15  $\mu\text{m}$  ou moins.

27°) Joint homocinétique selon l'une quelconque des revendication 20 à 23, caractérisé en ce que la dureté de son noyau est réglée dans une plage allant de 50 à 60HRC.

28°) Joint homocinétique selon la revendication 24, caractérisé en ce qu'on forme une couche carburée sur sa surface avant de lui appliquer la trempe austénitique.

29°) Joint homocinétique selon la revendication 24, caractérisé en ce qu'on forme une couche nitrurée sur sa surface après lui avoir appliqué la trempe austénitique.

30°) Joint homocinétique selon la revendication 24, caractérisé en ce qu'on forme un sulfure sur sa surface après lui avoir appliqué la trempe austénitique.

31°) Joint homocinétique selon la revendication 24, caractérisé en ce qu'on utilise une graisse ayant un coefficient de frottement  $\mu$  de 0,07 ou moins.



1/7

FIG. 1

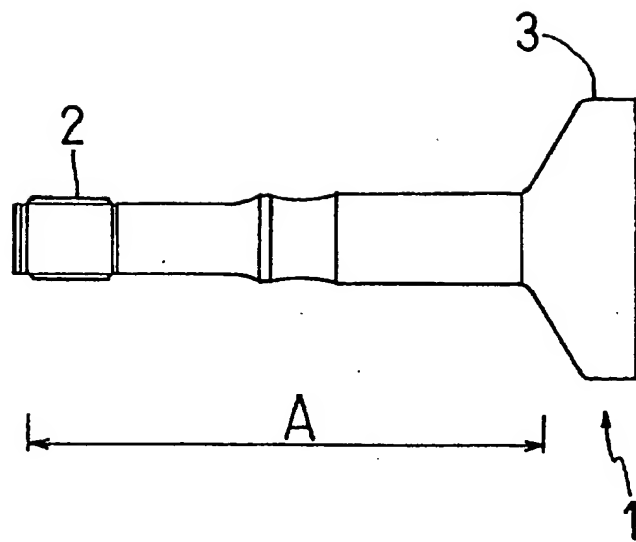


FIG.2

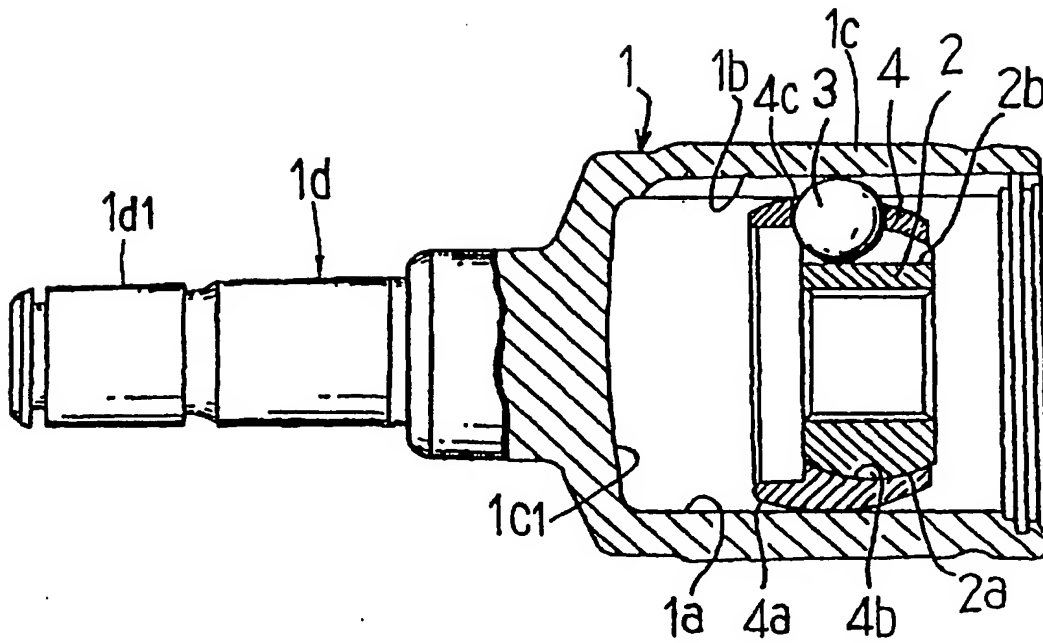
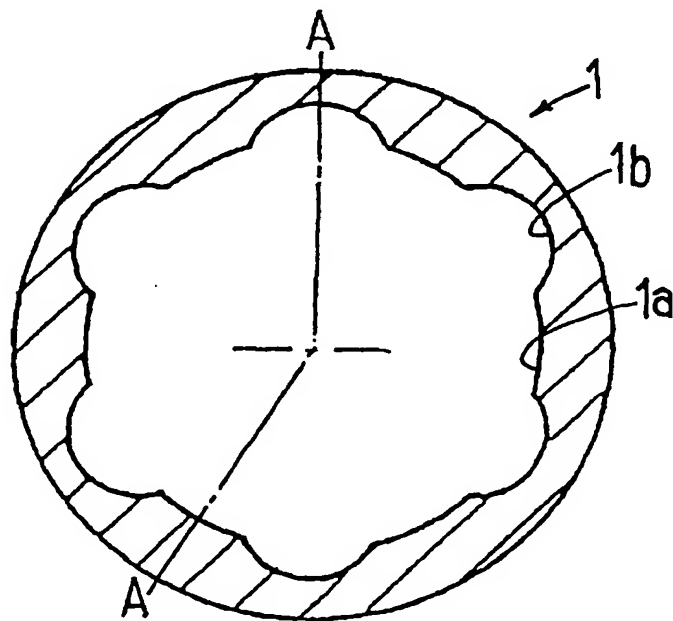


FIG.3



3/7

FIG.4A

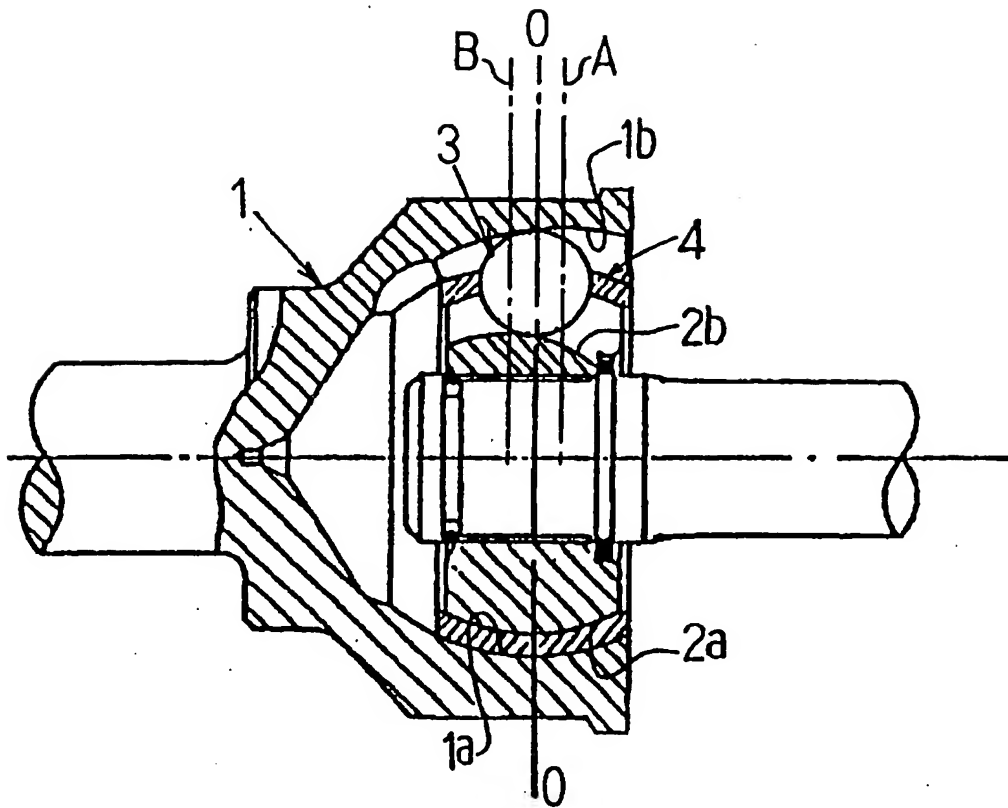


FIG.4B

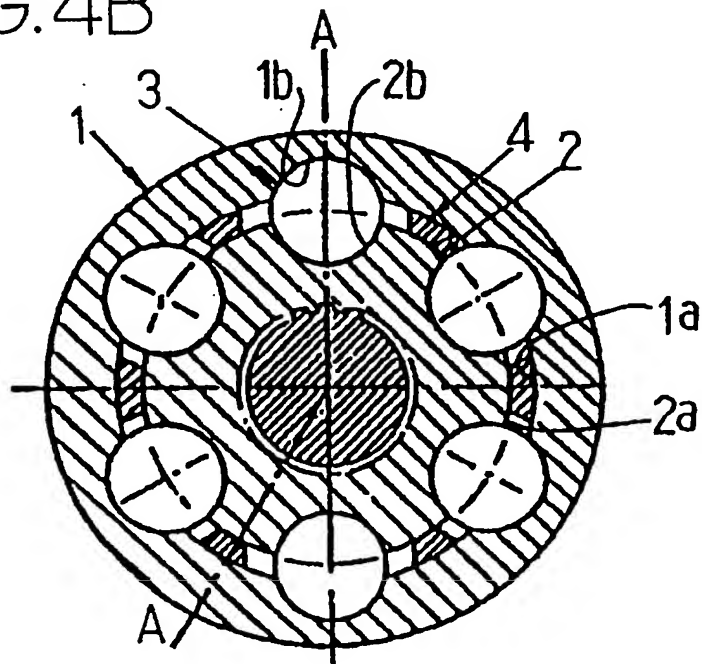


FIG.5

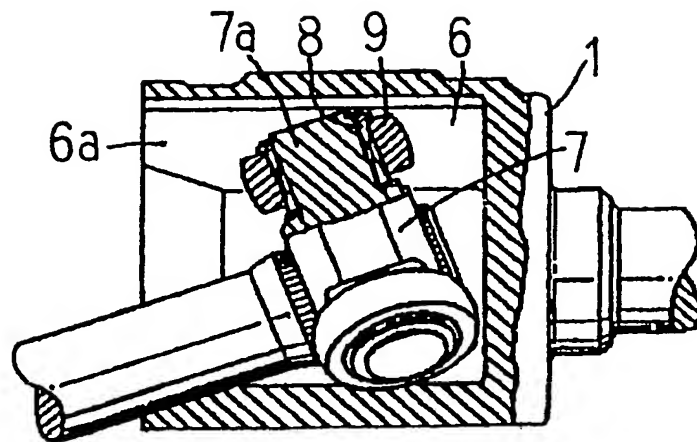
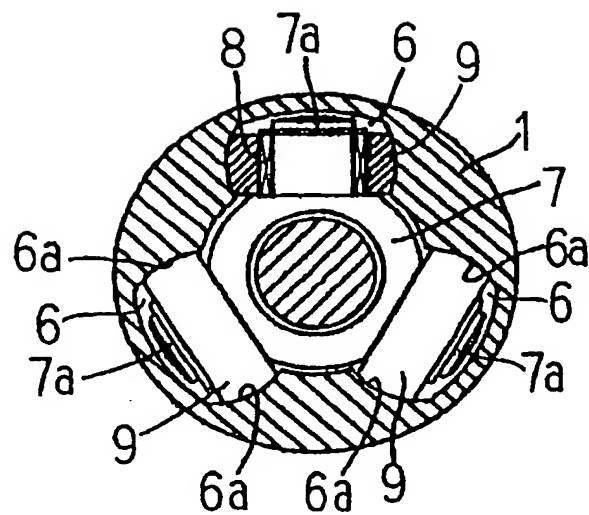


FIG.6

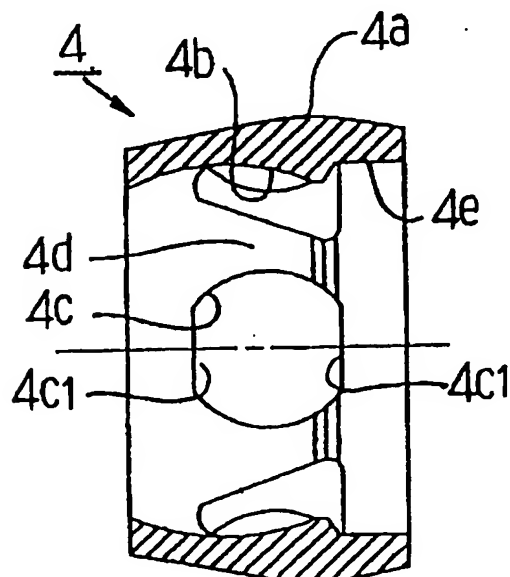


5/7

FIG.7

Coefficient de frottement $\mu$	Epaississeur	Comparaison d'usure
0,119	Type Li	X
0,098	Type Li	$\Delta$
0,079	Type urée	$\Delta$
0,070	Type urée	O
0,056	Type urée	O

FIG.8



6/7

FIG.9

Coefficient de frottement $\mu$	Epaisseur	Comparaison d'usure
0,093	Type Li	$\Delta$
0,081	Type urée	$\Delta$
0,070	Type urée	$\bigcirc$
0,054	Type urée	$\bigcirc$

FIG.10A

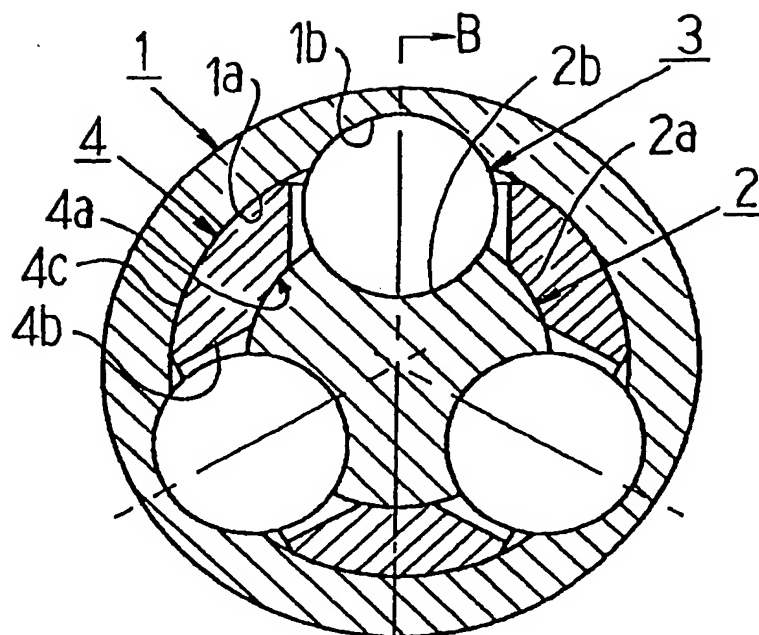


FIG 10B

